

⑫特許公報(B2)

昭55-26164

① Int.Cl.³
C 21 D 8/00
C 22 C 38/14

識別記号 庁内整理番号
CBA 6793-4K
6339-4K

⑭公告 昭和55年(1980)7月11日

発明の数 7

(全30頁)

1

2

⑭大入熱溶接用鋼材の製造法

①特 願 昭48-86230

②出 願 昭48(1973)7月31日

公 開 昭50-33920

③昭50(1975)4月2日

⑦発 明 者 榎藤永

木更津市清見台南1丁目15の3

⑦発 明 者 中杉甫

木更津市太田792

⑦発 明 者 松田浩男

木更津市太田790

⑦発 明 者 川田保幸

君津市八重原172

⑦発 明 者 千々岩力雄

君津市大和田324

⑦発 明 者 松田昭一

横浜市港北区下田町391-21

①出 願 人 新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番20
3号

④代 理 人 弁理士 大関和夫

⑮特許請求の範囲

1 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%, 残部Fe及び不可避免の不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150℃以下の温度で再加熱することにより、前記固溶TiNを微細なTiNとして分散析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

2 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、

Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%、残部Fe及び不可避免の不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工を行ない、次いで水又は水と気体の混合物により800℃以下まで強制冷却した後、1150℃以下の温度で再加熱することにより固溶TiNを微細なTiNとして分散析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

10 鋼材の製造法。

3 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%、残部Fe及び不可避免の不純物から成る鋼塊又は鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱した後、1000℃以上の温度範囲で圧延又は鍛造加工を終了し、しかる後1150℃以下の温度で再加熱することにより前記固溶TiNを微細なTiNとして分散析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

4 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%, REM 0.001~0.03%、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、REM/S 1.0~6.0を満足する鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150℃以下の温度で再加熱することにより、前記固溶TiNを微細なTiNとして分散析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

5 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%に、Nb 0.05%以下、V 0.08%以

BEST AVAILABLE COPY

3

下、B 0.003%以下の1種または2種以上を含有させ、残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150℃以下の温度で再加熱することにより、前記固溶TiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

6 C 0.03~0.18%, Si 0.1~1.0%, Mn 0.5~1.8%, Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%, N total 0.001~0.009%にCr 0.35%以下、Mo 0.35%以下、Cu 0.6%以下、Ni 1.5%以下、W 1.0%以下の1種または2種以上を含有させ、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、 $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ を満足する鋼塊または鋼片を、TiNが0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱した後、圧延又は鍛造加工するかあるいは次いで1150℃以下の温度で再加熱することにより、前記固溶TiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

7 特許請求の範囲1項から6項の製造法において、Ti 0.004~0.03%を同量のZrまたはHfと置換するか、もしくはTi, Zr, Hfの2種または3種を総量として0.004~0.03%含有させるかして、加熱過程における窒化物の固溶量をZrNまたはHfNとして0.004%以上、もしくはTiN, ZrN, HfNの2種または3種の総量として0.004%以上とし、微細なTiN, ZrN, HfNを分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。

発明の詳細な説明

最近の溶接用鋼材に対する要求は一段と厳しく、溶接時に起る溶接割れ、溶接部の材質劣化等についても、個別の要求から両者を兼ね備えた総合的な要求へと変つて来た。すなわち溶接割れは、一般に小入熱溶接部に生ずる現象であり、一方材質劣化は溶接入熱が大となるに従つて著しくなる傾向のものである。この様に溶接入熱に関して全く逆の場合に起る二つの現象についての要求特性を同時に満足させることが最近の溶接用鋼材に対する要求の特徴である。

4

本発明はこの様に相反する要求に対処する目的で開発された高靱性溶接用鋼材の製造方法に関する。

溶接用鋼材の溶接部に対する要求としては、溶接に際して

- (イ) 硬化性の小さいこと
- (ロ) 耐割れ性の優れていること
- (ハ) 靱性劣化の少ないこと

が、一般に要求される。(イ)、(ロ)については溶接入熱の小さい溶接の場合、例えば仮付け溶接、上向き及び横向き等の溶接時に問題となる。硬化性及び耐割れ性は使用する溶接材料及び構造物が一定であれば、一義的に鋼材の化学成分及び溶接入熱で決つてしまうため、一般にはパラメーターとしてCeq又はPc値等によつて規定される。

本発明鋼はC含有量及びCeqを低く抑えることにより、(イ)、(ロ)の特性が優れていることは勿論であるが、本発明の最も特徴とする所は、次に述べる溶接熱影響部(以後HAZと称す)の靱性劣化が少いことにある。すなわち通常使用する溶接入熱350KJ/cm程度迄はHAZの靱性劣化は実用上問題ないことを特徴としたものである。

従来の知見によれば、HAZの靱性は組織依存性が強く、組織が低炭素下部ベイナイトになつた場合に最も良好な靱性が得られることが知られている。溶接に際してHAZの組織を下部ベイナイトとするためには、C含有量をできるだけ低く抑えることは勿論、Ni, Mo等の合金元素をかなり大量に添加して強度を確保すると共に、HAZの組織を下部ベイナイトとなし得る溶接入熱範囲を実用上意味ある程度まで広げることが必要である。この事実は、経済上及び母材強度上(合金元素の大量添加により母材強度レベルが上つてくる)の両方の観点から、HAZ組織を下部ベイナイトとする溶接用鋼の適用範囲を著しく制約するものである。

本発明は従来鋼の欠点、すなわちHAZの硬化性、耐割れ性及び靱性劣化のために溶接入熱を制限したり、構造物の使用個所に応じて鋼材を使い分けたりするという不都合を無くする目的で開発されたもので、HAZの靱性劣化が実用上問題なく、溶接に際して上記溶接上の制限を不要とするものである。

一般の溶接用鋼材のHAZの組織は下部ベイナ

5

イト組織ではなく、多くはマルテンサイト、下部ベイナイト、上部ベイナイト及びフェライト・パーライトの混合組織であり、オーステナイト粒度依存性が著しく大きい。このため、これら混合組織からなるHAZの靱性劣化防止に最も重要なことはオーステナイト粒を出来るだけ小さくすることである。第1図に示す如く一般の構造用鋼の大入熱溶接HAZに生成する初析フェライト+上部ベイナイト組織の場合、溶接入熱350KJ/cmにおいて0℃における2mmVノッチシャルピー衝撃値4.2kg・m以上を得るためにはHAZのオーステナイト粒度はASTM#60以上とする必要がある。

以上の如く、HAZ靱性の向上策として、HAZのオーステナイト粒をできるだけ小さくすることは極めて有効であるが、この事実を工業的に意味あるものにするためには、HAZのオーステナイト粒を小さく調整し得る成分の選択と製造工程の限定が必要である。

本発明者等はHAZのオーステナイト粒度の調整法について鋭意研究の結果、溶接前の鋼材に微細なTiNを一定量以上分散させておくことが有効であるとの事実に基づき、この様な微細TiNを一定量以上分散させる方法について研究した結果、特願昭45-25042号に示すような方法（すなわち溶鋼の凝固冷却過程を急冷して微細なTiNを析出させ、その後の加熱はできるだけTiNの粗大化の起らない温度で行ない、凝固冷却時に生成した微細TiNを最終鋼成品まで保持する方法で、工業的には連続鋳造法によることが最も望ましい）以外にも以下に述べるような方法で微細なTiNを溶接前の鋼材に一定量以上分散させることを可能とし、大入熱溶接時のHAZのオーステナイト粒を小さく調整して、HAZの0℃における2mmVノッチシャルピー衝撃値として少なくとも4.2kg・m以上を確保し得る鋼材を開発した。

すなわち、通常の製鋼法で製造されたTi含有鋼は、鋼塊の凝固過程でTiNが析出し、凝固及び冷却中に粗大化するため、それ以降の工程では殆んどTiNの大きさ及び量の調整は不可能であった。このため、Ti含有鋼において微細なTiNの分散状態を得る方法としては凝固冷却時の析出TiNを微細にする方法以外には、本発明

6

以前に開発されていない。

本発明者等は、この調整不可能とされていたTi含有鋼中の粗大TiNを、次の加熱以降の工程で微細TiNとして大きさ及び量の調整を可能とした。

すなわち本発明はTi及びNの量を制限することによつて、凝固冷却中に析出したTiNを通常の鉄鋼製造過程で採用し得る加熱温度に加熱することにより、0.004%以上一旦固溶させた後、固溶させたTiNを0.02μ以下の微細なTiNとして再析出させることを可能にしたものである。以下本発明方法について具体的に詳細に説明する。

本発明の製造工程上の特徴は、通常の製鋼法で溶製したTi含有鋼を鋼塊又は鋼片より圧延又は鍛造加工により鋼成品とするに当り、凝固冷却中に析出したTiNを0.004%以上溶解する加熱過程と、その溶解したTiNを再析出させる圧延又は鍛造加工過程、或いは圧延又は鍛造加工後更に再加熱する過程の二つの製造過程よりなり、その場合に再析出した微細TiNによりHAZのオーステナイト粒の成長を抑制し靱性劣化を抑える所にある。この場合Ti含有量が多過ぎると、凝固過程で析出した粗大TiNを通常の加熱過程ではTiNとして、0.004%以上固溶させることは不可能である。このため通常の製鋼法で製造された鋼の場合、Ti含有量は0.004~0.03%に制限する必要がある。この場合でも、TiNの固溶は加熱温度と時間で決るが、加熱温度があまりに高すぎると所謂バーニング現象を起すため、鋼であれば自ら決る最高温度がある。しかし、場合によつては一部バーニングを起しても差し支えないこともあり、現在の鉄鋼製造技術では前記の製鋼法の場合、Ti含有量の最大は0.03%に抑える必要がある。又、微細TiNの最小必要量0.004%に見合うTi量は酸化物等を形成するTi量を若干見込んで工業的には0.004%となり、このためTi含有量は0.004~0.03%とする必要がある。

加熱過程で固溶したTiNは、圧延又は鍛造加工とそれに続く冷却過程で析出するが、圧延、鍛造加工条件又は冷却条件によつては、固溶状態で残存するものが増加する。これを次の再加熱過程で十分に微細再析出させることは、特にTiN量の少い場合にTiNの細粒化効果を安定させるた

めに効果的である。

溶鋼の凝固冷却中に析出したTiNの溶解加熱温度、再加熱温度及びN含有量、TiN含有量の制限について以下に述べる。

本発明に従って得られた鋼材は前述の如くHAZの硬化性は低く耐割れ性が優れている上に、350KJ/cm程度迄の大入熱溶接を行なってもHAZの靱性劣化が少なくなければならない。このため本発明方法は溶鋼の凝固冷却中に析出したTiNを一旦加熱により固溶させた後に再析出させ微細なTiNに変えることによりHAZのオーステナイト粒を小さくし、HAZの靱性を確保することを特徴とする。この様な加熱過程でTiNを工業的に経済的かつ安定に固溶させるためには、現在の技術ではTi含有量のみならず、N含有量をも併せ制限することが効果的である。Ntotalの下限を0.001%とした理由は、加熱過程で固溶させる必要のあるTiN量の下限が0.004%であるため、それに見合う値としたものである。更に加熱過程で固溶するTiN量を十分確保するためにはNtotalの上限がTiの上限の当量を越えることは不利となるためTi0.03%に見合う値としてNtotalの上限を0.009%とした。

一方、TiN量が0.04%超となると、HAZの靱性よりむしろ母材の靱性が損なわれるため、TiNの上限を0.04%とする必要があるが、Ti、Ntotalが前記の範囲に入っていれば、TiN含有量が0.04%を超えることはない。

Ti、N含有量が前記の範囲であればTiNを0.004%以上固溶させるための加熱温度の下限は、実験の結果求められた第4図に示すように1250℃となる。しかし上限は前述の如く鋼表面の酸化鉄がバーニングを一部起すが実用上可能な温度として、1400℃に限定した。

固溶状態で残存するTi、Nを再析出させるための再加熱温度の上限について述べると、再加熱温度が1150℃以上であると第5図に示すように既に析出していたTiNも再加熱に伴って析出するTiNも共に粗大化して、0.02μ以下のTiN量が減少し、本発明の特徴である微細TiNによるHAZのオーステナイト粒度のコントロールが出来なくなる。以上の理由により再加熱温度の上限を1150℃とした。

前記特徴を持つ本発明中、特許請求範囲の第1

項に示した第1の発明の出発鋼成分範囲はC

0.03~0.18%、Si0.1~1.0%、Mn0.5~1.8%、Aℓtotal0.1%以下、Ti0.004~0.3%、Ntotal0.001~0.009%、残部鉄及び不可避免的不純物から成る溶接に適した鋼である。

出発鋼成分範囲をこの様に限定した理由を以下に説明する。

Cは0.03%未満では一般に溶接用として使用される鋼材(母材)の強度を得られないこと、及び現在の様に大入熱溶接が一般化されて来ると、HAZの軟化が大きく溶接部と母材との強度差が大きくなり実用に供し得ないため、C含有量の下限は0.03%とした。Cが0.18%超になると溶接部の硬化性、割れ性が著しく損なわれるのみならず、硬化によつてHAZの靱性が劣化し、HAZ細粒化の効果が著しく阻害されるためにC含有量の上限を0.18%とした。

Siは脱酸上、溶接用鋼に必然的に含有される元素であるが0.1%未満になると母材の切欠靱性が劣化するため下限を0.1%とした。一方、Siが多過ぎるとHAZを脆化させるばかりでなく、鋼材自体の清浄度をも阻害するため、上限を1.0%とした。

Mnは0.5%未満ではHAZの軟化が大きいこと及び母材の強度靱性が低下し、通常の溶接用鋼材に不適のため下限を0.50%とした。一方、Mnが多過ぎるとHAZの靱性が急激に劣化すること及び圧延ままの鋼材の場合、母材の組織が上部ベイナイトとなり靱性劣化が著しくなるため、上限を1.8%とした。

Aℓは脱酸上この種キルド鋼には必然的に含有される元素であるが、Aℓtotalが0.1%超になるとHAZの靱性のみならず溶接金属の靱性をも著しく劣化させる。このためAℓtotalの上限を0.1%とした。

Ti及びNtotalの含有量については、先に述べた理由によりTiについて0.004%~0.03%、Ntotalについて0.001~0.009%に制限する。Ti、Nがこの範囲内であればTiN含有量が0.04%を超えることはない。本発明鋼は不純物としてP、Sを含有するが、Pについては通常0.04%以下であり、本発明では故意に添加しない。

Sについては通常0.035%以下であり、現在の技術水準では0.0005%程度までは低下させることが出来、その場合HAZ、母材靱性とも改良されることは明らかである。本発明では、Sは故意に添加しない。

特許請求の範囲第2項に示した第2の発明においては、同じく第1項に示した第1発明における出発鋼成分及び製造工程に、更に凝固冷却中に析出した粗大TiNを加熱によつて溶解させ圧延又は鍛造加工を加えた後の冷却方法について特に制限したものである。すなわち水又は水と気体の混合物によつて強制的に冷却し、その冷却終了温度を800℃以下とすることによつて次の1150℃以下の再加熱過程後の微細なTiNの量を増加させ得る。従つて本発明の出発鋼を第2の発明に

従つて処理した場合、HAZの靱性は一層安定化する。一方、溶接用鋼材としての他の諸特性は全く阻害されない。

HAZの靱性が安定化する理由について、詳しく詳細に以下に述べる。先に述べた如く、1250

～1400℃の加熱で一旦固溶したTiNは圧延又は鍛造加工過程及びその後の冷却中に再析出する。この場合、析出物の量及び大きさは第6図に示すように冷却速度によつて決定される。すなわちTiNのように過飽和度の小さい析出物は、冷却速度が比較的遅い場合は冷却過程で析出するのみならず粗大化をも起す。

第2の発明はこの様な欠点を補う方法として開発されたもので、TiNを含有する前記成分の鋼を1250～1400℃の高温に加熱し圧延又は鍛造加工後の冷却過程を水又は水と気体の混合物で強制的に冷却し、冷却中に析出するTiNの大きさをできるだけ小さくすると共に、析出量も抑え、次の再加熱過程で0.02μ以下の微細TiNをより多く析出させることによつてHAZ靱性を一層安定化させるものである。又、この場合の冷却終了温度は800℃以下が必要であり、その理由は連続冷却の場合TiNの析出、生長に大きく寄与するのは800℃以上の温度領域であることによる。800℃より低い温度領域では析出も少なく、析出物も小さいため次の1150℃以下の再加熱過程で粗大化せず、0.02μ以下のTiN量には影響を与えない。なお、鋼塊を鋼片に加工するに当つて、加工後の冷却を第2の発明に従つて

強制冷却しTiNの粗大化を抑え、更に鋼片を最終鋼成品に加工する際の加熱温度を1250℃～1400℃とすることは、第2の加熱におけるTiNの溶解が(第1の加熱)+(強制冷却)により促進されるため、最終鋼成品中の微細TiNの量を増加させ、HAZ靱性の安定化に有効である。

特許請求の範囲第3項に記載した第3の発明においては、第1発明における出発鋼成分及び製造工程に、更に凝固冷却中に析出した粗大TiNを加熱によつて溶解させ、圧延又は鍛造加工を加える際の加工条件について特に制限したものである。すなわち、加工終了温度を1000℃以上とすることによつて、次の1150℃以下の再加熱過程後の微細なTiNの量を増加させ得るもので、第3の発明に従つて得られた鋼材のHAZの靱性は一層安定化する。

溶解加熱後の製造条件を特に制限して、再加熱前の粗大TiNの析出をできるだけ抑え、再加熱過程で0.02μ以下の微細TiNをより多く析出させるという点において、第3の発明は第2項発明と手段は異なるが治金的に共通である。

第3の発明においては、加工終了温度を1000℃以上とすることにより、圧延又は鍛造加工中のTiN析出核の発生が少なくなり、その後の冷却過程におけるTiNの析出が減少すると共に粗大TiNの析出も抑制される。従つて、第2の発明と治金的に同様の効果をもたらす、最終鋼成品のHAZ靱性は一層安定化する。なお、第3の発明に更に第2の発明を適用すれば、より一層HAZの靱性が、安定化することは勿論である。

特許請求の範囲第4項に記載した第4の発明においては、第1の発明の出発鋼成分及び製造工程に更にREM(主としてCe, La, Pr)を0.001～0.03%添加し、かつREM/Sの比を1.0～6.0に制限したものである。本発明に従つて処理された鋼のHAZ靱性は第4表に示すように一層安定化する。REMの添加量については、0.001%未満であると実用上HAZ及び母材の靱性に効果がなく、又0.03%超になるとREM-サルファイド(Sulfide)が大型化するばかりでなくREM-オキシサルファイド(Oxysulfide)が大量に生成して大型介在物となり、母材の靱性のみならず清浄度をも著し

11

く損なうことになる。このためREMの添加量を0.001~0.03%とした。一方、REMはS量との相関においてHAZ及び母材の靱性向上、安定化に効果があり、この最適範囲はREM/S比で1.0~6.0である。なお、第4の発明について、5更に第2及び第3の発明の一方又は両方を適用すればHAZの靱性が一層安定化することは勿論である。

特許請求の範囲の第5項に記載した第5の発明においては、第1の発明において出発鋼成分および製造工程に、更にNb0.05%以下、V0.08%以下、B0.003%以下の1種又は2種以上を添加するという要件を付加したものである。これらの添加元素は、本発明に従って処理された鋼の母材強度、靱性向上、製造可能板厚の拡大、並びに大入熱溶接部の継手強度確保のために添加されるものであり、いずれも添加量が多きに失すると、本発明に従って処理された鋼の様に微細TiNによる細粒化でHAZの靱性を改良した鋼においてもHAZの靱性を著しく劣化させるため、上限を20規制している。

Nbについては、0.05%まではHAZの靱性をあまり劣化させることなく上記の諸特性を向上するが、0.05%を超えて添加するとHAZの靱性が著しく劣化する。このため上限を0.05%と25した。

VについてはNbとはほぼ同様であるが、上限は0.08%まで許容される。

Bについては特に本発明に従って処理された鋼を焼入れ焼戻しする際に有効な元素であるが、300.003%を超えて添加すると大入熱溶接時のHAZにB-コンステイテュエント(Constituent)が生成し、HAZの靱性を著しく劣化させるためその上限を0.003%とした。

一方、これらの添加元素について複合添加の実験を行なった所、相互作用によるHAZ靱性の劣化は見られず、複合添加しても本発明に従って処理された鋼の特徴は失われないことが判明した。なお、第5の発明に従った出発鋼に第2、第3、40第4の発明に従った方法の1乃至2以上を適用すればHAZ靱性が一層安定化することは勿論である。

特許請求の範囲の第6項に記載された第6の発

12

明においては、第1の発明における出発鋼成分および製造工程に、更にCr0.35%以下、Mo0.35%以下、Ni1.5%以下、Cu0.6%以下、W1.0%以下の1種又は2種以上を添加し $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ となる様にするという要件を付加したものである。

これらの添加元素の、本発明に従って処理される鋼における主たる目的はHAZの靱性を大きく損なうことなく母材の強度、靱性向上、製造板厚の拡大を可能とすることであり、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

Crについては、多きに失するとHAZの硬化性を増大させ、靱性及び耐割れ性の低下を招き好ましくない。かゝる点を考慮してその上限は0.35%とした。

MoについてもCrとはほぼ同様であつて母材の諸特性改良には有効であるがHAZに対する悪影響から添加量の上限は0.35%に制約される。

NiについてはHAZの硬化性及び靱性に悪い影響を与えることなく母材の強度・靱性を向上させるが、1.5%を超えるとHAZの硬化性、靱性に好ましくなるため、上限を1.5%とした。Cu、WについてはNiとはほぼ同様の効果と共に耐食性にも効果があるが、Cuについては0.6%を超えると鋼材の圧延又は鍛造加工中にCuクラック(Crack)が発生し製造が難しくなる。このため上限を0.6%とした。

一方Wについては1.0%を超えるとHAZの靱性劣化及び硬化性増大を招くため上限を1.0%とした。

更にこれらの添加元素は上記の範囲内で全く独立に添加して良いわけではなく、 $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ を満足しないと

HAZの硬度が著しく高くなり、小入熱溶接時にHAZに割れが発生するため溶接用鋼材として不適となる。このため $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ とする必要がある。なお、第6の発明における出発鋼に第2、第3、第4の発明に従った処理の1乃至2以上を適用すればHAZの靱性は一層安定化することは勿論であり、又第5の発明を適用することも可能である。

特許請求の範囲の第7項に記載された第7の発明においては第1~第6の発明における出発鋼成分及び処理工程においてTi0.004~0.03%

13

をTi+Zr+Hf 0.004~0.03%におきかえたものである。Zr及びHfはTiの同族元素でありTiと同様安定な窒化物を形成し、微細分散によりHAZのオーステナイト粒度粗大化を防止し、HAZ靱性を向上させる。従つて、Ti、Zr、Hfの1種乃至2種以上を0.004~0.03%添加しTiN+ZrN+HfNを0.004%以上固溶させた後、再析出させればTiについてと同等の効果を有する。Ti、Zr、Hf以外の成分の制約については、第1~第6発明に関して述べたと同じ理由で同じ範囲に制限する。なお上述

14

の第1~第7の発明において、Ti、REM、Zr、Hf等を添加するに当り、これらを単体或いは他の元素との公知の複合剤として、公知の方法により添加できることは当然であり、添加時期も公知のごとく製鋼炉内、取鍋内、脱ガス槽内或いは溶鋼注入流、鋳型内、連続铸造鋳片内等任意に選択できる。また脱酸剤等の公知の各種溶鋼添加剤を使用し、Ti、REM等が本発明の主旨に沿う効果を発揮するよう配慮することは勿論である。第1~第7の発明の実施例をそれぞれ第1表~第7表に示す。

第1表 第1の発明に関する実施例

区 分	化 学 成 分 (%)														製造条件			
	C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	B	V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W	1) Ceq (%)	2) CM (%)	3) 0.02μ以 下のTiN (%)	
本 発 明 鋼	1	0.12	0.23	0.50	0.012	0.025	0.0048	—	—	—	—	—	—	—	—	0.203	0	0.0048
	2	0.14	0.25	1.75	0.004	0.016	0.0051	—	—	—	—	—	—	—	—	0.432	0	0.0040
	3	0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0056
	4	0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0044
比 較 鋼	5	0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0008
	6	0.13	0.25	1.30	—	0.031	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	0.347	0	—
	7	0.13	0.25	1.30	—	0.031	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	0.347	0	—
	8	0.16	0.31	0.95	0.025	0.018	0.0062	—	—	—	—	—	—	—	—	0.318	0	0.0004
	9	0.15	0.25	1.37	0.050	0.037	0.0102	—	—	—	—	—	—	—	—	0.378	0	0.0014
	10	0.15	0.25	1.37	0.050	0.037	0.0102	—	—	—	—	—	—	—	—	0.378	0	0.0015

17

18

区分	製造条件							母材特性					溶接特性 ⁴⁾		
	分塊均熱温度(℃)	分塊冷速(℃/mm)	圧延加熱温度(℃)	圧延冷速(℃/sec)	鋼板の熱処理	板厚(mm)	降伏点(kg/mm ²)	抗張力(kg/mm ²)	伸び(%)	vE-10(kg-m)	vTrs(℃)	最高硬さ(JISE 3101)	手溶接機手HAZの靱性vEo(kg-m)	大入熱溶接機手HAZの靱性	溶接法及び入熱
本発明鋼	1 1350	1.0	1150	1.2	AR	32	248	431	48	27.6	-20	210	21.4	SAW(KJ/cm) 220	10.1
	2 1300	1.0	1100	2.1	QT	25	59.0	68.3	24	18.9	-45	385	18.2	EG 150	8.6
	3 1350	50	1150	1.2	N	32	23.6	41.8	53	36.2	-65	240	32.5	ES 345	11.8
	4 -	-	1350	1.2	QT	32	47.3	62.4	28	40.3	-90	243	34.5	EG 190	9.3
比 較 鋼	5 -	-	1150	1.2	QT	32	46.3	63.1	28	38.7	-85	248	22.3	EG 190	2.1
	6 1350	50	1150	1.2	AR	32	34.0	52.1	36	10.9	-25	320	13.2	SAW220	1.8
	7 1350	1.0	1250	2.1	QT	25	48.7	61.0	27	19.3	-40	315	18.7	EG 150	2.8
	8 1200	1.0	1150	1.2	AR	32	26.0	45.7	32	10.6	0	330	10.2	SAW220	3.8
	9 1350	1.0	1100	1.2	AR	32	43.7	62.0	24	6.7	+5	375	12.0	ES 327	2.7
	10 1350	1.0	1100	2.1	QT	25	51.2	64.8	26	19.3	-15	358	16.3	EG 150	3.1

$$1) C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{40}(Ni + Cu + W) + \frac{1}{14}V$$

$$2) CM = \frac{1}{5}(Cu + Ni + W) + Cr + Mo$$

3) 溶接前の鋼材における値

4) SAW: 溶弧溶接

EG: エレクトロガス溶接

ES: エレクトロスラグ溶接

19

20

第2表 第2の発明に関する実施例

区分	鋼	化 学 成 分 (%)													
		C	Si	Mn	Ti	A ℓ total	N total	B	V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W
本 発 明 鋼	第1項 適 用	②-1	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
		②-2	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
	第2項 適 用	②-3	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
		②-4	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
	第1項 適 用	②-5	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	-
		②-6	0.13	0.25	1.45	0.014	0.038	0.0090	-	-	-	-	-	-	-
	第2項 適 用	②-7	0.13	0.25	1.45	0.014	0.038	0.0090	-	-	-	-	-	-	-
		②-8	0.14	0.27	1.35	0.040	0.027	0.0037	-	-	-	-	-	-	-
	比 較 鋼	②-9	0.13	0.25	1.36	-	0.038	0.0051	-	-	-	-	-	-	-
		②-10	0.12	0.37	1.45	0.012	0.033	0.0015	-	-	-	-	-	-	-
	本発明鋼														

区分	鋼	製 造 条 件									鋼板の 熱処理	板 厚 (mm)
		Ceq (%)	CM (%)	0.02μ以 下のTiN (%)	分塊均 熱温度 (℃)	分塊冷速 (℃/mm)	分塊強冷 終了温度 (℃)	圧延加 熱温度 (℃)	圧延冷速 (℃/sec)			
本 発 明 鋼	②-1 第1項 適用	0.350	0	0.0100	1350	60	1100	1150	1.2	AR	32	
	②-2 第2項 適用	0.350	0	0.0118	1350	50	800	1150	1.2	AR	32	
	②-3	0.350	0	0.0116	1350	50	800	1150	1.2	QT	32	
	②-4 第1項 適用	0.350	0	0.0081	1350	0.15	—	1150	1.2	AR	32	
	②-5	0.350	0	0.0032	1350	0.15	—	1250	1.2	AR	32	
	②-6 第2項 適用	0.372	0	0.0045	1350	60	800	1150	1.2	AR	32	
	②-7 第1項 適用	0.372	0	0.0042	1350	50	1050	1150	1.2	AR	32	
	②-8	0.365	0	0.0033	1350	50	800	1150	1.2	AR	32	
	②-9	0.357	0	—	1350	50	800	1150	1.2	AR	32	
	②-10 第2項 適用	0.362	0	0.0059	1350	60	800	1150	1.2	AR	32	
比 較 鋼												
本発明鋼												

区分		鋼	母材特性					溶接特性			
			降伏点 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	vE-10 (kg-m)	vTrs (℃)	最高硬さ (JISZ) (3101)	手溶接継 手HAZの 靱性 vEo(kg-m)	大入熱溶接継手 HAZの靱性 溶接法及び入熱 vEo (kg-m)	
本発明鋼	第1項 適用	②-1	31.3	47.3	48	17.4	-15	342	19.3	ES(KJ/cm) 320	13.9
		②-2	33.1	48.3	43	19.3	-28	328	18.3	ES(KJ/cm) 320	18.7
		②-3	47.2	59.3	28	20.8	-45	350	17.9	EG	16.3
	第1項 適用	②-4	31.3	46.7	47	18.2	-20	321	20.4	ES	11.7
		②-5	30.6	45.3	48	13.3	0	335	16.4	ES	4.3
	第2項 適用	②-6	33.0	49.8	40	28.3	-40	390	14.8	ES	9.3
		②-7	33.8	50.2	42	24.1	-45	386	16.1	ES	7.9
	比較	②-8	44.2	63.5	23	3.1	+15	355	10.4	ES	3.7
		②-9	34.3	50.6	39	14.3	0	341	13.8	ES	1.8
		②-10	33.4	50.2	48	28.3	-40	333	18.0	ES	10.2
本発明鋼											

25

26

第3表 第3の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)													
		C	Si	Mn	Ti	AL total	N total	B	V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W
第3項 適用	③-1	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-
	③-2	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-
	③-3	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-
第1項 適用	③-4	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-
	③-5	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-
比較鋼	③-6	0.13	0.25	1.31	0.043	0.026	0.0048	-	-	-	-	-	-	-	-

本 発 明 鋼

区 分	鋼	製 造 条 件												
		Cep (%)	CM (%)	0.02μ以 下のTiN (%)	分塊均熱 温 度 (℃)	分塊仕上 温 度 (℃)	分塊冷速 (℃/mm)	分塊強冷 終了温度 (℃)	圧延加熱 温 度 (℃)	圧延仕上 温 度 (℃)	圧延冷速 (℃/sec)	鋼板の 熱処理	板 厚 (mm)	
本 発 明 鋼	第3項 適 用	③-1	0.356	0	0.0086	1350	1100	1.0	-	1150	970	1.2	AR	32
		③-2	0.356	0	0.0065	1350	1050	1.0	-	1250	1050	1.2	N	32
		③-3	0.356	0	0.0061	1350	1050	1.0	-	1250	1000	1.2	N	32
	第1項 適 用	③-4	0.356	0	0.0054	1350	1050	1.0	-	1250	900	1.2	N	32
		③-5	0.356	0	0.0113	1350	1050	50	800	1250	965	1.2	N	32
	比 較 鋼	③-6	0.358	0	0.0027	1350	1050	1.0	-	1250	1050	1.2	N	32

29

30

区 分	鋼	母 材					特 性		溶 接		特 性	
		降伏点 (Kg/mm^2)	抗張力 (Kg/mm^2)	伸 び (%)	$vE-10$ (Kg/m)	$vTrs$ ($^{\circ}C$)	最高硬さ ($JISZ$) (3101)	手溶接継手 HAZの靱 性 vEo (Kg/m)	大入熱溶接継手HAZの靱性 溶接法及び入熱 vEo (Kg/m)			
本 発 明	第3項 適 用	③-1	31.5	46.9	46	13.6	-5	332	15.0	ES(KJ/cm) 320	12.3	
		③-2	32.1	47.3	47	23.5	-40	328	17.8	ES(KJ/cm) 320	11.2	
		③-3	32.4	47.6	47	25.1	-45	326	18.3	ES(KJ/cm) 320	10.7	
鋼	第1項 適 用	③-4	32.7	47.8	45	25.8	-40	332	16.9	ES(KJ/cm) 320	9.8	
	第3項 適 用	③-5	32.5	47.5	46	26.3	-45	329	18.5	ES(KJ/cm) 320	15.4	
	比較鋼	③-6	32.6	47.9	46	25.9	-35	347	10.5	ES(KJ/cm) 320	2.1	

31

第4表 第4の発明に関する実施例

区分	鋼	化 学 成 分 (%)												製 造 条 件				
		C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	S	V	Nb	Ni	Cu	Cr	REM	REM/S	Ceq (%)	CM (%)	0.02以下のTiN (%)
第1項適用 本発明鋼	④-1	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	—	0	0	0.368	0	0.0064
	④-2	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	—	0.002	1	0.368	0	0.0067
	④-3	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	—	0.008	4	0.368	0	0.0061
	④-4	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	—	0.008	4	0.368	0	0.0094
比較鋼	④-5	0.12	0.29	1.45	—	0.038	0.0051	0.004	—	—	—	—	—	0.004	1	0.362	0	—

32

区分	鋼	製造条件										母材特性					溶接特性		
		分塊均熱温度 (°C)	分塊冷速 (°C/min)	圧延加熱温度 (°C)	圧延冷速 (°C/sec)	鋼板の熱処理	板厚 (mm)	降伏点 (Kg/mm ²)	抗張力 (Kg/mm ²)	伸び (%)	vE-10 (Kg-m)	vTrs (°C)	最高硬さ (JISZ 3101)	手溶接継手HAZの靱性 (Kg-m)	手溶接継手HAZの靱性 (Kg-m)	溶接方法及び入熱	EG (KJ/cm ²)	vEo (Kg-m)	大入熱溶接継手HAZの靱性
第1項適用 本発明鋼	④-1	1350	0.6	1150	1.2	AR	32	341	506	40	157	-20	375	17.3	17.3	EG 190	137	137	137
	④-2	1350	0.6	1150	1.2	AR	32	337	498	43	169	-30	380	18.3	18.3	" 190	"	16.3	16.3
第4項適用 本発明鋼	④-3	1350	0.6	1150	1.2	AR	32	241	517	41	208	-30	367	16.2	16.2	" 190	"	15.2	15.2
	④-4	1350	50	1150	1.2	AR	32	338	510	43	221	-30	377	17.3	17.3	" 190	"	21.3	21.3
比較鋼	④-5	1350	50	1150	1.2	AR	32	340	523	41	180	-25	342	10.8	10.8	" 190	"	1.9	1.9

33

34

第5表 第5の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)										製 造 条 件					
		C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	B	V	Nb	Cu	Cr	Mo	W	Ceq (%)	CM (%)	0.02μ以下の TiN (%)
本発明鋼	⑤-1	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.03	—	—	—	—	0.348	0	0.0057
	⑤-2	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.05	—	—	—	—	0.348	0	0.0055
比較鋼	⑤-3	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.08	—	—	—	—	0.348	0	0.0052
	⑤-4	0.16	0.27	1.35	0.014	0.021	0.0042	—	0.06	—	—	—	—	—	0.397	0	0.0052
比較鋼	⑤-5	0.16	0.27	1.35	0.014	0.021	0.0042	—	0.10	—	—	—	—	—	0.405	0	0.0058
	⑤-6	0.12	0.45	1.50	0.018	0.040	0.0059	—	0.03	0.03	—	—	—	—	0.373	0	0.0053
本発明鋼	⑤-7	0.15	0.43	1.60	0.011	0.024	0.0060	—	0.02	0.03	—	—	—	—	0.330	0	0.0058
	⑤-8	0.13	0.27	1.37	0.012	0.031	0.0048	0.0008	—	—	—	—	—	—	0.358	0	0.0049
比較鋼	⑤-9	0.13	0.27	1.37	0.012	0.031	0.0048	0.0038	—	—	—	—	—	—	0.358	0	0.0044
	⑤-10	0.14	0.18	1.27	0.014	0.027	0.0038	0.0009	0.02	0.03	—	—	—	—	0.356	0	0.0091

区 分		製 造 条 件						母 材 特 性					溶 接 特 性				
		鋼		分塊均熱温度 (℃)	分塊冷却速度 (℃/mm)	圧延加熱温度 (℃)	鋼板の熱処理	板厚 (mm)	降伏点 (Kg/mm ²)	抗張力 (Kg/mm ²)	伸び (%)	vE-10 (Kg-m)	vTrs (℃)	最高硬さ (JISZ 3101) (HRC)	手溶接継手HAZの靱性vEo (Kg-m)	大入熱溶接継手HAZの靱性	
																溶接法及び入熱	vEo (Kg-m)
本発明鋼	第5項適用	⑤-1	1300	0.6	1150	AR	20	40.3	56.2	38	126	-35	230	16.2	SAW(KJ/cm) 90	10.7	6.8
		⑤-2	1300	0.6	1150	AR	20	46.6	60.1	37	18.1	-45	240	14.8	90		
比較鋼		⑤-3	1300	0.6	1150	AR	20	40.2	54.3	42	11.6	-60	260	13.6	90	3.6	8.1
本発明鋼	第5項適用	⑤-4	1320	0.6	1150	AR	20	38.0	56.1	32	12.1	-20	280	10.3	90		
比較鋼		⑤-5	1320	0.6	1150	AR	20	40.2	57.1	28	7.5	0	290	8.7	90	2.9	6.7
本発明鋼	第5項適用	⑤-6	1350	0.6	1150	AR	20	39.4	52.8	39	19.3	-40	240	12.3	90		
本発明鋼		⑤-7	1350	50 (800℃まで)	1150	AR	20	43.2	57.6	39	20.6	-45	340	12.3	90	6.7	1.43
本発明鋼	第5項適用	⑤-8	1350	0.6	1150	QT	25	46.1	61.8	27	14.8	-45	370	18.1	EG 150	3.9	11.2
比較鋼		⑤-9	1350	0.6	1150	QT	25	46.9	62.1	22	10.8	-25	375	14.6	150		
本発明鋼	第5項適用	⑤-10	1370	0.6	1150	QT	25	53.1	64.8	27	18.3	-60	356	17.3	150		

第6表 第6の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)					
		C	Si	Mn	Ti	AL total	N total
本発明鋼 第6項適用	⑥-1	0.15	0.15	0.87	0.018	0.012	0.0037
	⑥-2	0.14	0.25	0.87	0.020	0.022	0.0052
	⑥-3	0.12	0.34	1.20	0.014	0.027	0.0061
	⑥-4	0.16	0.30	1.15	0.020	0.043	0.0047
	⑥-5	0.17	0.21	0.98	0.010	0.011	0.0080
	⑥-6	0.09	0.31	0.59	0.014	0.021	0.0040
	⑥-7	0.09	0.21	0.67	0.023	0.045	0.0072
	⑥-8	0.12	0.18	0.92	0.007	0.013	0.0061
	⑥-9	0.13	0.28	1.25	0.011	0.043	0.0038
	⑥-10	0.07	0.31	0.98	0.019	0.021	0.0051
	⑥-11	0.18	0.31	0.53	0.016	0.047	0.0031
	⑥-12	0.11	0.17	0.92	0.020	0.011	0.0047
	⑥-13	0.09	0.25	0.75	0.013	0.021	0.0033
	⑥-14	0.07	0.21	1.30	0.017	0.041	0.0039
比 較 鋼	⑥-15	0.14	0.17	1.21	0.012	0.029	0.0041
	⑥-16	0.13	0.27	1.40	0.011	0.033	0.0051
本発明鋼 第6項適用	⑥-17	0.14	0.27	1.27	0.013	0.013	0.0033
	⑥-18	0.13	0.21	1.31	0.021	0.037	0.0046
						0.0010	0.04

39

40

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)						製 造 条 件			
		Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W	Ceq (%)	CM (%)	0.02μ以 下のTiN (%)	
本発明鋼 第6項適用	⑥-1	-	-	-	0.34	-	-	0.363	0.340	0.0051	
	⑥-2	-	-	-	-	0.30	-	0.360	0.300	0.0052	
	⑥-3	-	1.30	-	-	-	-	0.352	0.260	0.0070	
	⑥-4	-	-	0.50	-	-	-	0.364	0.100	0.0049	
	⑥-5	-	-	-	-	-	0.40	0.343	0.080	0.0048	
	⑥-6	-	-	-	0.25	0.13	-	0.272	0.380	0.0059	
	⑥-7	-	0.81	-	0.31	-	-	0.284	0.472	0.0053	
	⑥-8	-	-	0.31	0.21	-	-	0.333	0.272	0.0052	
	⑥-9	-	-	-	0.12	-	0.40	0.372	0.210	0.0071	
	⑥-10	-	-	-	-	0.31	0.50	0.320	0.410	0.0096	
	⑥-11	-	-	0.30	-	0.10	-	0.301	0.150	0.0067	
	⑥-12	-	1.30	-	-	0.09	-	0.317	0.35	0.0044	
	⑥-13	-	0.80	0.20	-	0.15	-	0.278	0.35	0.0079	
	⑥-14	-	-	0.18	0.20	0.10	0.40	0.366	0.416	0.0050	
	⑥-15	-	0.25	-	-	0.10	0.30	0.370	0.21	0.0071	
比較鋼	⑥-16	-	1.25	-	0.31	0.28	-	0.526	0.84	0.0067	
	⑥-17	-	0.80	-	-	0.10	-	0.404	0.26	0.0116	
本発明鋼 第6項適用	⑥-18	-	0.20	-	-	0.15	-	0.390	0.19	0.0080	

41

42

区 分	鋼	製 造 条 件				母 材 特 性			
		分塊均熱温度 (℃)	分塊冷速 (℃/mm)	圧延加熱温度 (℃)	鋼板の熱処理	板 厚 (mm)	降伏点 (Kg/mm ²)	抗張力 (Kg/mm ²)	伸 び (%)
本発明鋼 第6項適用	⑥-1	1350	1.0	1150	AR	25	28.0	44.3	46
	⑥-2	1350	1.0	1150	AR	25	30.2	47.6	32
	⑥-3	1350	50 (800℃迄)	1150	N	25	39.3	52.4	39
	⑥-4	1350	1.0	1150	AR	25	32.4	50.1	40
	⑥-5	1350	50 (800℃迄)	1150	AR	25	30.0	47.2	39
	⑥-6	1350	1.0	1150	N	25	22.7	40.8	47
	⑥-7	1350	1.0	1150	N	25	23.0	44.1	48
	⑥-8	1350	1.0	1150	AR	25	28.3	42.0	46
	⑥-9	1350	1.0	1150	N	25	32.0	47.3	42
	⑥-10	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	47.0	56.9	28
	⑥-11	1350	1.0	1150	QT	25	42.6	54.3	27
	⑥-12	1350	1.0	1150	N	25	33.0	50.7	42
	⑥-13	1350	1.0	1150	N	25	33.2	51.0	43
	⑥-14	1350	1.0	1150	QT	25	52.3	63.1	24
	⑥-15	1350	1.0	1150	QT	25	54.3	64.5	22
比較鋼	⑥-16	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	63.2	75.3	22
	⑥-17	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	60.2	71.3	21
	⑥-18	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	64.8	77.4	20

区 分	鋼	母 材 特 性		溶 接 特 性	
		vE-10 (kg/m)	vTrs (℃)	最高硬さ (JISZ) (3101)	手溶接継手 HAZの靱性 vEo (Kg-m)
本発明鋼 第6項適用	⑥-1	12.1	-40	325	12.1
	⑥-2	9.8	-15	378	9.8
	⑥-3	17.6	-90	316	17.2
	⑥-4	12.7	-25	323	17.9
	⑥-5	19.2	-20	314	13.2
	⑥-6	29.3	-40	265	20.6
	⑥-7	30.6	-60	235	24.3
	⑥-8	19.3	-25	301	16.2
	⑥-9	20.9	-35	352	18.2
	⑥-10	38.0	-80	241	20.6
	⑥-11	26.3	-45	340	9.6
	⑥-12	19.7	-50	295	17.1
	⑥-13	18.7	-50	276	23.4
	⑥-14	26.3	-65	298	22.7
	⑥-15	19.3	-65	350	14.3
比較 鋼	⑥-16	12.3	-80	422	10.6
	⑥-17	18.3	-45	408	9.9
本発明鋼 第6項適用	⑥-18	14.6	-80	392	13.1

45

46

第7表 第7の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)											
		C	Si	Mn	Ti	Zr	Hf	Al total	N total	V	Nb	Ni	Cu
本 発 明 鋼	⑦-1	0.12	0.28	1.36	—	0.011	—	0.029	0.0018	—	—	—	—
	⑦-2	0.12	0.28	1.36	—	0.011	—	0.029	0.0018	—	—	—	—
	⑦-3	0.12	0.26	1.35	0.008	0.010	—	0.031	0.0044	0.03	—	—	—
	⑦-4	0.13	0.30	1.25	0.003	—	0.009	0.040	0.0015	—	—	0.35	0.28
比 較 鋼	⑦-5	0.13	0.24	1.33	—	0.040	—	0.031	0.0023	—	—	—	—
	⑦-6	0.13	0.27	1.35	—	—	0.043	0.035	0.0031	—	—	0.31	0.31

区 分	鋼	化学成分(%)	造 製 条 件								
			ceq (%)	CM (%)	0.02μ以下の Ti N Zr N Hf Nの合計 (%)	分塊均熱 温 度 (℃)	分塊冷速 (℃/min)	圧延加熱 温 度 (℃)	圧延冷速 (℃/sec)	鋼板 の熱 処理	板 厚 (mm)
第7項適用 本 発 明 鋼	⑦-1	0.011	0.359	0	0.006	1380	1.0	1150	2.1	QT	25
	⑦-2	0.011	0.359	0	0.008	1380	60	1150	1.2	AR	32
	⑦-3	0.018	0.358	0	0.013	1350	60	1150	1.2	AR	32
	⑦-4	0.012	0.367	0.126	0.006	1380	60	1150	2.1	QT	25
	⑦-5	0.040	0.362	0	0.002	1380	60	1150	2.1	QT	25
	⑦-6	0.043	0.382	0.124	0.002	1380	60	1150	2.1	QT	25
比 較 鋼											

49

50

区分	鋼	母材特性					溶接特性		
		降伏点 (Kg/mm^2)	抗張力 (Kg/mm^2)	伸び (%)	$vE-10$ (Kg/m)	$vTrs$ ($^{\circ}C$)	最高硬さ (JISZ) (3101)	手溶接継手 HAZの靱 性 vEo ($Kg-m$)	大入熱溶接継手HAZの靱性 溶接法及び入熱 $EG(KJ/cm)$ 150 vEo ($Kg-m$)
本発明鋼	⑦-1	50.8	63.5	26	20.3	-40	327	14.7	EG 320 9.8
	⑦-2	30.6	47.0	47	15.8	-15	343	18.6	ES 320 12.0
	⑦-3	33.9	50.4	45	17.6	-20	341	20.3	ES 320 19.5
	⑦-4	57.5	68.1	24	22.1	-45	331	13.6	EG 150 9.5
	⑦-5	51.5	64.3	25	18.6	-25	329	9.4	EG 150 1.7
	⑦-6	59.3	69.7	23	19.5	-35	335	10.8	EG 150 1.9
比較鋼									

第7項適用

51

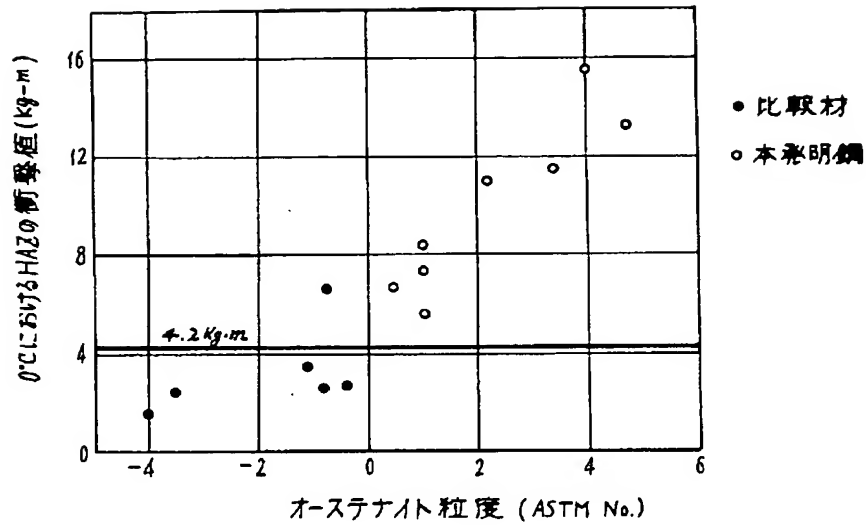
図面の簡単な説明

第1図は本発明による鋼及び比較材のエレクトロslag溶接継手(入熱 350 KJ/cm)のHAZのオーステナイト粒度番号と 0°C における 2mm V ノッチ衝撃試験値との関係を示す図、第2図は本発明による鋼のN含有量が 0.0015% 及び 0.0036% の鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)のエレクトロガス溶接継手部のHAZの 0°C における 2mm V ノッチシャルピー衝撃値と溶接前の母材中の 0.02μ 以下の微細TiNの量との関係を示す図、第3図は本発明による鋼(第2表の鋼②-10)と比較鋼(第2表の鋼②-9)の各種溶接法により溶接した場合の溶接入熱とHAZの 0°C における 2mm V ノッチシャルピー衝撃値との関係を示す図、第4図は本発明出発鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)を各種温度に加熱しその温度に120分間保持後水中に急冷した場合の Na/TiN/N の比(○及び●印で示したもの)及びその処理材を 1150°C の加熱温度に120分間保持し水中に急冷した場合の 0.02μ 以下の微細TiNの量(△及び▲印)の関係を示す図、

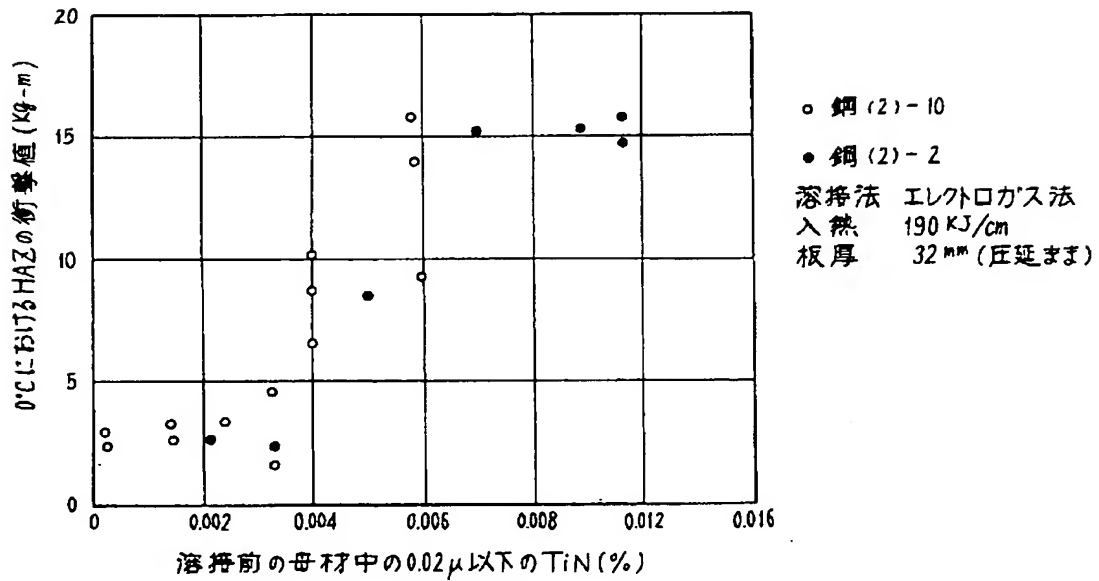
52

第5図は本発明出発鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)を 1350°C に600分加熱保持後分塊圧延し 60°C/min の冷却速度で水冷した鋼を各種温度に再加熱(保持時間200分)した場合の 0.02μ 以下の微細TiNの量と温度の関係を示す図、第6図は本発明出発鋼(第2表の鋼②-10及び②-2)を 1350°C に600分加熱保持した後に分塊圧延し、各種冷却速度で冷却した後、再加熱温度 1150°C に200分加熱保持した場合の微細TiNの量(図中△及び▲で示す)と分塊圧延後冷却速度との関係を示す図である。第7図は本発明出発鋼(第1表の鋼11)を 1350°C に600分加熱保持後分塊圧延し、HAZの靱性安定化のために冷却過程を水冷する場合の冷却終了温度と 0°C におけるHAZの靱性(2mm V ノッチシャルピー試験)との関係を示す図、第8図は第1表~第6表に各種溶接継手の靱性値 $vE_0\text{ Kg-m}$ を示しているがその場合の 2mm V ノッチシャルピー試験片の採取位置を示す図である(1…溶接金属、t…板厚)。

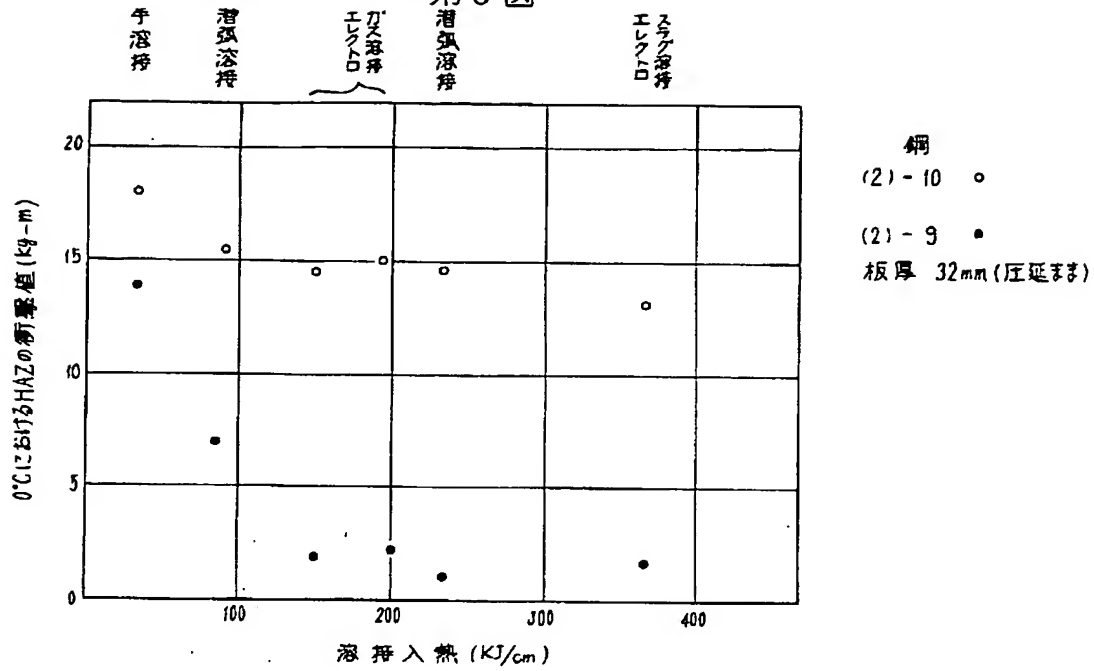
第 1 図



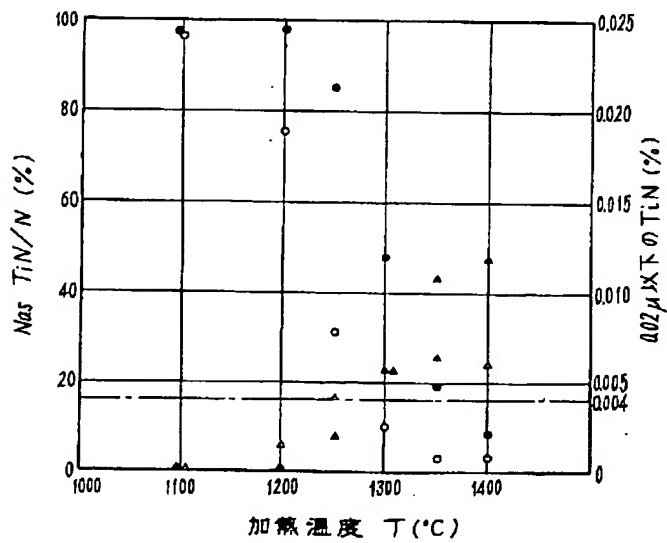
第 2 図



第 3 図

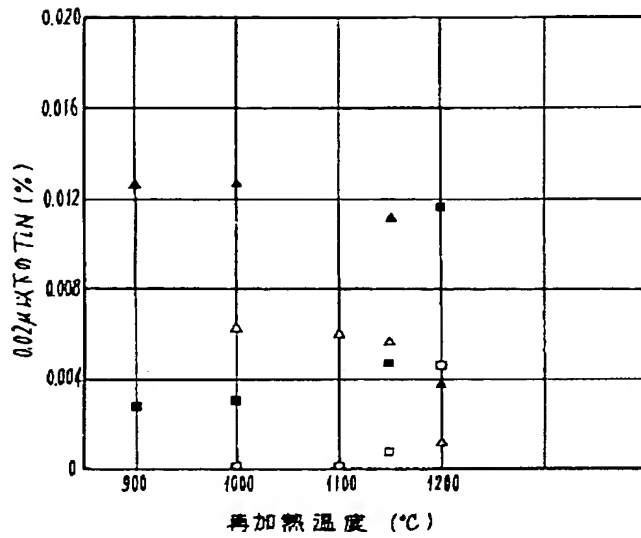


第4図



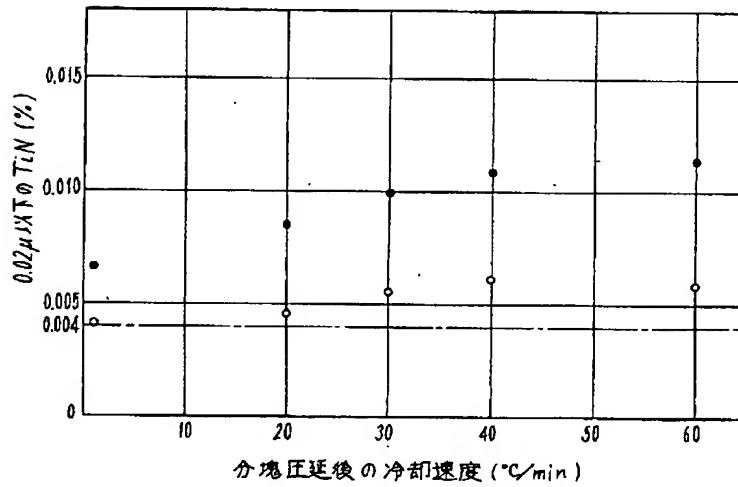
鋼	$N_{\text{add}} \text{ TiN} / \text{N}$	0.02μ以下のTiN
(2) - 10	○	▲
(2) - 2	●	▲
加熱 条件	$T \times 120^\circ \text{WB}$	$T \times 120^\circ \text{WB}$ 後 $1150^\circ \text{C} \times 120^\circ \text{WC}$

第 5 図



鋼	0.02μ以下のTiN	0.02μ超のTiN
(2)-10	△	□
(2)-2	▲	■
加熱条件	1350°C × 600'WC (60°C/min) T × 200'再加熱 AC	

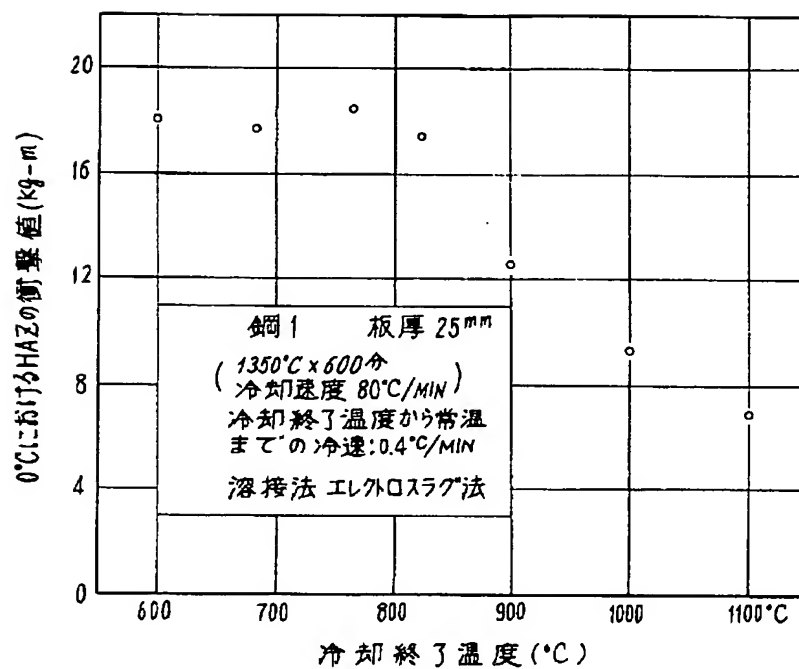
第 6 図



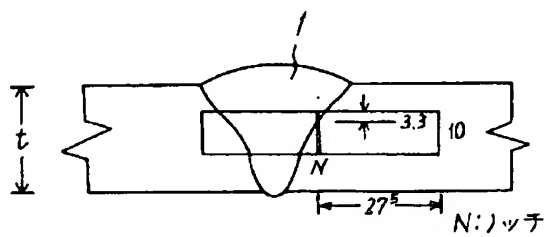
鋼	
(2)-10	○
(2)-2	●

1350°C × 600' & 1150°C × 200' AC
(強冷停止温度 800°C)

第7図



第8図



昭和48年特許願第86230号(特公昭55-26164号、昭55. 7. 11発行の特許公報3(4)-31〔31〕号掲載)については特許法第64条の規定による補正があつたので下記のとおり掲載する。

特許第1221243号

Int. Cl. ³	識別記号	庁内整理番号
C 21 D 8/00		7047-4K
//C 22 C 38/14	CBA	7147-4K

記

- 1 「特許請求の範囲」の項を「1 C 0.03%~0.18%、Si 0.1~1.0%、Mn 0.5~1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%、N total 0.001~0.009%、残部Fe 及び不可避的不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiN が0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱して圧延した後、1150℃以下の温度に再加熱して再圧延することにより、1250℃以上での加熱時に固溶したTiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。
- 2 C 0.03~0.18%、Si 0.1~1.0%、Mn 0.5~1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%、N total 0.001~0.009%、残部Fe 及び不可避的不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiN が0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱して圧延し、次いで水又は水と気体の混合物により800℃以下まで強制冷却した後、1150℃以下の温度に再加熱して再圧延することにより、1250℃以上での加熱時に固溶したTiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。
- 3 C 0.03~0.18%、Si 0.1~1.0%、Mn 0.5~1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%、N total 0.001~0.009%、残部Fe 及び不可避的不純物から成る鋼塊又は鋼片を、TiN が0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱し、1000℃以上の温度範囲で圧延した後1150℃以下の温度に再加熱して再圧延することにより、1250℃以上での加熱時に固溶したTiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。
- 4 C 0.03~0.18%、Si 0.1~1.0%、Mn 0.5~1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%、N total 0.001~0.009%、REM 0.001~0.03%、残部Fe および不可避的不純物からなり、REM/S 1.0~6.0を満足する鋼塊または鋼片を、TiN が0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱して圧延した後、1150℃以下の温度に再加熱して再圧延することにより、1250℃以上での加熱時に固溶したTiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。
- 5 C 0.03~0.18%、Si 0.1~1.0%、Mn 0.5~1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%、N total 0.001~0.009%に、Nb 0.05%以下、V 0.08%以下、B 0.003%以下の1種または2種以上を含有させ、残部Fe および不可避的不純物からなる鋼塊または鋼片を、TiN が0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱して圧延した後、1150℃以下の温度に再加熱して再圧延することにより、1250℃以上での加熱時に固溶したTiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。
- 6 C 0.03~0.18%、Si 0.1~1.0%、Mn 0.5~1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004~0.03%、N total 0.001~0.009%に、Cr 0.35%以下、Mo 0.35%以下、Cu 0.6%以下、Ni 1.5%以下、W 1.0%以下の1種または2種以上を含有させ、残部Fe および不可避的不純物からなり、 $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ を満足する鋼塊または鋼片を、TiN が0.004%以上固溶するように1250~1400℃の温度範囲に加熱して圧延した後、1150℃以下の温度に再加熱して再圧延することにより、1250℃以上での加熱時に固溶したTiNを微細なTiNとして分散再析出させることを特徴とする大入熱溶接用鋼材の製造法。」と補正する。

2 「発明の詳細な説明」の項を「最近の溶接用鋼材に対する要求は一段と厳しく、溶接時に起る溶接割れ、溶接部の材質劣化等についても、個別の要求から両者を兼ね備えた総合的な要求へと変つて来た。すなわち溶接割れは、一般に小入熱溶接部に生ずる現象であり、一方材質劣化は溶接入熱が大となるに従つて著しくなる傾向のものである。この様に溶接入熱に関して全く逆の場合に起る二つの現象についての要求特性を同時に満足させることが最近の溶接用鋼材に対する要求の特徴である。

本発明はこの様に相反する要求に対処する目的で開発された高靱性溶接用鋼材の製造方法に関する。

溶接用鋼材の溶接部に対する要求としては、溶接に際して

- (イ) 硬化性の小さいこと
- (ロ) 耐割れ性の優れていること
- (ハ) 靱性劣化の少いこと

が、一般に要求される。(イ)、(ロ)については溶接入熱の小さい溶接の場合、例えば仮付け溶接、上向き及び横向き等の溶接時に問題となる。硬化性及び耐割れ性は使用する溶接材料及び構造物が一定であれば、一義的に鋼材の化学成分及び溶接入熱で決つてしまうため、一般にはパラメーターとして C_{eq} 又は P_c 値等によつて規定される。

本発明鋼はC含有量及び C_{eq} を低く抑えることにより、(イ)、(ロ)の特性が優れていることは勿論であるが、本発明の最も特徴とする所は、次に述べる溶接熱影響部(以後HAZと称す)の靱性劣化が少いことにある。すなわち通常使用する溶接入熱 350 KJ/cm 程度迄はHAZの靱性劣化は実用上問題ないことを特徴としたものである。

従来の知見によれば、HAZの靱性は組織依存性が強く、組織が低炭素下部ベイナイトになつた場合に最も良好な靱性が得られることが知られている。溶接に際してHAZの組織を下部ベイナイトとするためには、C含有量をできるだけ低く抑えることは勿論、Ni、Mo等の合金元素をかなり大量に添加して強度を確保すると共に、HAZの組織を下部ベイナイトとなし得る溶接入熱範囲を実用上意味ある程度まで広げることが必要である。この事實は、経済上及び母材強度上(合金元素の大量添加により母材強度レベルが上つてくる)の両方の観点から、HAZ組織を下部ベイナイトとする溶接用鋼の適用範囲を著しく制約するものである。

本発明は従来鋼の欠点、すなわちHAZの硬化性、耐割れ性及び靱性劣化のために溶接入熱を制限したり、構造物の使用個所に応じて鋼材を使い分けたりするという不都合を無くする目的で開発されたもので、HAZの靱性劣化が実用上問題なく、溶接に際して上記溶接上の制限を不要とするものである。

一般の溶接用鋼材のHAZの組織は下部ベイナイト組織ではなく、多くはマンテンサイト、下部ベイナイト、上部ベイナイト及びフェライト・パーライトの混合組織であり、オーステナイト粒度依存性が著しく大きい。このため、これら混合組織からなるHAZの靱性劣化防止に最も重要なことはオーステナイト粒を出来るだけ小さくすることである。第1図に示す如く一般の構造用鋼の大入熱溶接HAZに生成する初析フェライト+上部ベイナイト組織の場合、溶接入熱 350 KJ/cm において 0°C における 2 mm V ノッチシャルビー衝撃値 $4.2\text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上を得るためにはHAZのオーステナイト粒度はASTM No.0以上とする必要がある。

以上の如く、HAZ靱性の向上策として、HAZのオーステナイト粒をできるだけ小さくすることは極めて有効であるが、この事実を工業的に意味あるものにするためには、HAZのオーステナイト粒を小さく調整し得る成分の選択と製造工程の限定が必要である。

本発明者等はHAZのオーステナイト粒度の調整法について鋭意研究の結果、溶接前の鋼材に微細なTiNを一定量以上分散させておくことが有効であるとの事実に基づき、この様な微細TiNを一定量以上分散させる方法について研究した結果、特願昭45-25042号に示すような方法(すなわち溶鋼の凝固冷却過程を急冷して微細なTiNを析出させ、その後の加熱はできるだけTiNの粗大化の起らない温度で行ない、凝固冷却時に生成した微細TiNを最終鋼成品まで保持する方法で、工業的には連続鋳造法によることが最も望ましい)以外にも以下に述べるような方法で微細なTiNを溶接前の鋼材に一定量以上分散させることを可能とし、大入熱溶接時のHAZのオーステナイト粒を小さく調整して、HAZの 0°C における 2 mm V ノッチシャルビー衝撃値として少くとも $4.2\text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上を確保し得る鋼材を開発した。

すなわち、通常の製鋼法で製造されたTi含有鋼は、鋳塊の凝固過程でTiNが析出し、凝固及び冷却中に粗大化するため、それ以降の工程では殆んどTiNの大きさ及び量の調整は不可能であつた。このため、Ti含有鋼において微細なTiNの分散状態を得る方法としては凝固冷却時の析出TiNを微細にする方法以外には、本発明以前に開発されていない。

本発明者等は、この調整不可能とされていたTi含有鋼中の粗大TiNを、次の加熱以降の工程で微細TiNとして大きさ及び量の調整を可能とした。

すなわち本発明はTi及びNの量を制限することによつて、凝固冷却中に析出したTiNを通常の鉄鋼製造過程で採用し得る加熱温度に加熱することにより、0.004%以上一旦固溶させた後、固溶させたTiNを0.02μ以下の微細なTiNとして再析出させることを可能にしたものである。以下本発明方法について具体的に詳細に説明する。

本発明の製造工程上の特徴は、通常の製鋼法で溶製したTi含有鋼を鋳塊または鋼片より圧延により鋼成品とするに当り、凝固冷却中に析出したTiNを0.004%以上固溶させるための1250℃以上の加熱と該加熱により固溶したTiNを再析出させる圧延とからなる第1の加熱圧延過程と、該第1の加熱圧延過程で再析出したTiNおよび固溶状態で残存して再加熱に伴つて析出するTiNが粗大化しないよう1150℃以上の温度での再加熱と、これに次ぐ再圧延とからなる第2の加熱圧延過程よりなり、これによつて再析出した微細TiNによりHAZのオーステナイト粒の成長を抑制し靱性劣化を抑える所にある。この場合Ti含有量が多過ぎると、凝固過程で析出した粗大TiNを通常の加熱過程ではTiNとして、0.004%以上固溶させることは不可能である。このため通常の製鋼法で製造された鋼の場合、Ti含有量は0.004~0.03%に制限する必要がある。この場合でも、TiNの固溶は加熱温度と時間で決るが、加熱温度があまりに高すぎると所謂バーニング現象を起すため、鋼であれば自ら決る最高温度がある。しかし、場合によつては一部バーニングを起しても差し支えないこともあり、現在の鉄鋼製造技術では前記の製鋼法の場合、Ti含有量の最大は0.03%に抑える必要がある。又、微細TiNの最小必要量0.004%に見合うTi量は酸化物等を形成するTi量を若干見込んで工業的には0.004%となり、このためTi含有量は0.004~0.03%とする必要がある。

第1の加熱過程で固溶したTiNは、圧延とそれに続く冷却過程で析出するが、圧延条件又は冷却条件によつては、固溶状態で残存するものが増加する。これを次の第2の過熱過程で十分に微細再析出させることは、特にTi量の少ない場合にTiNの細粒化効果を安定させるために効果的である。また第2の圧延過程後に行う焼準、焼入れ、焼戻しなどの熱処理も微細TiNの再析出に効果がある。

溶鋼の凝固冷却中に析出したTiNの溶解加熱温度、再加熱温度及びN含有量、TiN含有量の制限について以下に述べる。

本発明に従つて得られた鋼材は前述の如くHAZの硬化性は低く耐割れ性が優れている上に、350KJ/cm程度迄の大入熱溶接を行なつてもHAZの靱性劣化が少なくなければならぬ。このため本発明方法は溶鋼の凝固冷却中に析出したTiNを一旦加熱により固溶させた後に再析出させ微細なTiNに変えることによりHAZのオーステナイト粒を小さくし、HAZの靱性を確保することを特徴とする。この様な加熱過程でTiNを工業的に経済的かつ安定に固溶させるためには、現在の技術ではTi含有量のみならず、N含有量をも併せ制限することが効果的である。Ntotalの下限を0.001%とした理由は、加熱過程で固溶させる必要のあるTiN量の下限が0.004%であるため、それに見合う値としたものである。更に加熱過程で固溶するTiN量を十分確保するためにはNtotalの上限がTiの上限の当量を越えることは不利となるためTi0.03%に見合う値としてNtotalの上限を0.009%とした。

一方、TiN量が0.04%超となると、HAZの靱性よりむしろ母材の靱性が損なわれるため、TiNの上限を0.04%とする必要があるが、Ti、Ntotalが前記の範囲に入つていれば、TiN含有量が0.04%を超えることはない。

Ti、N含有量が前記の範囲であればTiNを0.004%以上固溶させるための加熱温度の下限は、実験の結果求められた第4図に示すように1250℃となる。しかして上限は前述の如く鋼表面の酸化鉄がバーニングを一部起すが実用上可能な温度として、1400℃に限定した。

固溶状態で残存するTi、Nを再析出させるための再加熱温度の上限について述べると、再加熱温度

が1150℃以上であると第5図に示すように既に析出していたTiNも再加熱に伴つて析出するTiNも共に粗大化して、0.02μ以下のTiN量が減少し、本発明の特徴である微細TiNによるHAZのオーステナイト粒度のコントロールが出来なくなる。以上の理由により再加熱温度の上限を1150℃とした。

前記特徴を持つ本発明中、特許請求範囲の第1項に示した第1の発明の出発鋼成分範囲はC 0.03～0.18%、Si 0.1～1.0%、Mn 0.5～1.8%、Al total 0.1%以下、Ti 0.004～0.03%、N total 0.001～0.009%、残部鉄及び不可避免の不純物から成る溶接に適した鋼である。

出発鋼成分範囲をこの様に限定した理由を以下に説明する。

Cは0.03%未満では一般に溶接用として使用される鋼材(母材)の強度を得られないこと、及び現在の様に大入熱溶接が一般化されて来ると、HAZの軟化が大きく溶接部と母材との強度差が大きくなり実用に供し得ないため、C含有量の下限は0.03%とした。Cが0.18%超になると溶接部の硬化性、割れ性が著しく損なわれるのみならず、硬化によつてHAZの靱性が劣化し、HAZ細粒化の効果が著しく阻害されるためにC含有量の上限を0.18%とした。

Siは脱酸上、溶接用鋼に必然的に含有される元素であるが0.1%未満になると母材の切欠靱性が劣化するため下限を0.1%とした。一方、Siが多過ぎるとHAZを脆化させるばかりでなく、鋼材自体の清浄度をも阻害するため、上限を1.0%とした。

Mnは0.5%未満ではHAZの軟化が大きいこと及び母材の強度靱性が低下し、通常の溶接用鋼材に不適のため下限を0.50%とした。一方、Mnが多過ぎるとHAZの靱性が急激に劣化すること及び圧延ままの鋼材の場合、母材の組織が上部ベイナイトとなり靱性劣化が著しくなるため、上限を1.8%とした。

Alは脱酸上この種キルド鋼には必然的に含有される元素であるが、Al totalが0.1%超になるとHAZの靱性のみならず溶接金属の靱性をも著しく劣化させる。このためAl totalの上限を0.1%とした。

Ti及びN totalの含有量については、先に述べた理由によりTiについて0.004%～0.03%、N totalについて0.001～0.009%に制限する。Ti、Nがこの範囲内であればTiN含有量が0.04%を超えることはない。本発明鋼は不純物としてP、Sを含有するが、Pについては通常0.04%以下であり、本発明では故意に添加しない。

Sについては通常0.035%以下であり、現在の技術水準では0.0005%程度までは低下させることが出来、その場合HAZ、母材靱性とも改良されることは明らかである。本発明では、Sは故意に添加しない。

特許請求の範囲第2項に示した第2の発明においては、同じく第1項に示した第1発明における出発鋼成分及び製造工程に、更に凝固冷却中に析出した粗大TiNを加熱によつて溶解させ圧延を加えた後の冷却方法について特に制限したものである。すなわち水又は水と気体の混合物によつて強制的に冷却し、その冷却終了温度を800℃以下とすることによつて次の1150℃以下の再加熱過程後の微細なTiNの量を増加させ得る。従つて本発明の出発鋼を第2の発明に従つて処理した場合、HAZの靱性は一層安定化する。一方、溶接用鋼材としての他の諸特性は全く阻害されない。

HAZの靱性が安定化する理由について、詳しく詳細に以下に述べる。先に述べた如く、1250～1400℃の加熱で一旦固溶したTiNは圧延過程及びその後の冷却中に再析出する。この場合、析出物の量及び大きさは第6図に示すように冷却速度によつて決定される。すなわちTiNのように過飽和度の小さい析出物は、冷却速度が比較的遅い場合は冷却過程で析出するのみならず粗大化をも起す。

第2の発明はこの様な欠点を補う方法として開発されたもので、TiNを含有する前記成分の鋼を1250℃～1400℃の高温に加熱し圧延後の冷却過程を水又は水と気体の混合物で強制的に冷却し、冷却中に析出するTiNの大きさをできるだけ小さくすると共に、析出量も抑え、次の再加熱過程で0.02μ以下の微細TiNをより多く析出させることによつてHAZ靱性を一層安定化させるものである。又、この場合の冷却終了温度は800℃以下が必要であり、その理由は連続冷却の場合TiNの析出、生長に大きく寄与するのは800℃以上の温度領域であることによる。800℃より低い温度領域では析出も少なく、析出物も小さいため次の1150℃以下の再加熱過程で粗大化せず、

0.02 μ 以下の TiN の量には影響を与えない。なお、鋼塊を鋼片に加工するに当つて、加工後の冷却を第2の発明に従つて強制冷却し TiN の粗大化を抑え、更に鋼片を最終鋼成品に加工する際の加熱温度を1250～1400℃とすることは、第2の加熱における TiN の溶解が(第1の加熱)+(強制冷却)により促進されるため、最終鋼成品中の微細 TiN の量を増加させ、HAZ 靱性の安定化に有効である。

特許請求の範囲第3項に記載した第3の発明においては、第1発明における出発鋼成分及び製造工程に、更に凝固冷却中に析出した粗大 TiN を加熱によつて溶解させ、圧延する際の条件について特に制限したものである。すなわち圧延終了温度を1000℃以上とすることによつて、次の1150℃以下の再加熱過程後の微細な TiN の量を増加させ得るもので、第3の発明に従つて得られた鋼材の HAZ の靱性は一層安定化する。

溶解加熱後の製造条件を特に制限して、再加熱前の粗大 TiN の析出をできるだけ抑え、再加熱過程で0.02 μ 以下の微細 TiN をより多く析出させるという点において、第3の発明は第2項発明と手段は異なるが治金的に共通である。

第3の発明においては、圧延終了温度を1000℃以上とすることにより、圧延中の TiN 析出核の発生が少なくなり、その後の冷却過程における TiN の析出が減少すると共に粗大 TiN の析出も抑制される。従つて、第2の発明と治金的に同様の効果をもたらす、最終鋼成品の HAZ 靱性は一層安定化する。なお、第3の発明に更に第2の発明を適用すれば、より一層 HAZ の靱性が、安定化することは勿論である。

特許請求の範囲第4項に記載した第4の発明においては、第1の発明の出発鋼成分及び製造工程に更に REM (主として Ce、La、Pr) を0.001～0.03%添加し、かつ REM/S の比を1.0～6.0に制限したものである。本発明に従つて処理された鋼の HAZ 靱性は第4表に示すように一層安定化する。REM の添加量については、0.001%未満であると実用上 HAZ 及び母材の靱性に効果がなく、又0.03%超になると REM-サルファイド (Sulfide) が大型化するばかりでなく REM-オキシサルファイド (Oxysulfide) が大量に生成して大型介在物となり、母材の靱性のみならず清浄度をも著しく損なうことになる。このため REM の添加量を0.001～0.03%とした。一方、REM は S 量との相関において HAZ 及び母材の靱性向上、安定化に効果があり、この最適範囲は REM/S 比で1.0～6.0である。なお、第4の発明について、更に第2及び第3の発明の一方又は両方を適用すれば HAZ の靱性が一層安定化することは勿論である。

特許請求の範囲の第5項に記載した第5の発明においては、第1の発明において出発鋼成分および製造工程に、更に Nb 0.05%以下、V 0.08%以下、B 0.003%以下の1種又は2種以上を添加するという要件を付加したものである。これらの添加元素は、本発明に従つて処理された鋼の母材強度、靱性向上、製造可能板厚の拡大、並びに大入熱溶接部の継手強度確保のために添加されるものであり、いずれも添加量が多きに失すると、本発明に従つて処理された鋼の様に微細 TiN による細粒化で HAZ の靱性を改良した鋼においても HAZ の靱性を著しく劣化させるため、上限を規制している。

Nb については、0.05%までは HAZ の靱性をあまり劣化させることなく上記の諸特性を向上するが、0.05%を超えて添加すると HAZ の靱性が著しく劣化する。このため上限を0.05%とした。

V については Nb とほぼ同様であるが、上限は0.08%まで許容される。

B については特に本発明に従つて処理された鋼を焼入れ焼戻しする際に有効な元素であるが、0.003%を超えて添加すると大入熱溶接時の HAZ に B-コンステイテュエント (Constituent) が生成し、HAZ の靱性を著しく劣化させるためその上限を0.003%とした。

一方、これらの添加元素について複合添加の実験を行なつた所、相互作用による HAZ 靱性の劣化は見られず、複合添加しても本発明に従つて処理された鋼の特徴は失われないことが判明した。なお、第5の発明に従つて出発鋼に第2、第3、第4の発明に従つた方法の1乃至2以上を適用すれば HAZ 靱性が一層安定化することは勿論である。

特許請求の範囲の第6項に記載された第6の発明においては、第1の発明における出発鋼成分および製造工程に、更に Cr 0.35%以下、Mo 0.35%以下、Ni 1.5%以下、Cu 0.6%以下、W 1.0%以下の1種又は2種以上を添加し $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ となる様にするという

要件を付加したものである。

これらの添加元素の、本発明に従つて処理される鋼における主たる目的はH A Zの靱性を大きく損なうことなく母材の強度、靱性向上、製造板厚の拡大を可能とすることにある、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

Cr については、多きに失するとH A Zの硬化性を増大させ、靱性及び耐割れ性の低下を招き好ましくない。かゝる点を考慮してその上限は0.35%とした。

Mo についてもCr とほぼ同様であつて母材の諸特性改良には有効であるが、H A Zに対する悪影響から添加量の上限は0.35%に制約される。

Ni についてはH A Zの硬化性及び靱性に悪い影響を与えることなく母材の強度・靱性を向上させるが、1.5%を越えるとH A Zの硬化性、靱性に好ましくなくなるため、上限を1.5%とした。Cu、W についてはNi とほぼ同様の効果と共に耐食性にも効果があるが、Cu については0.6%を超えると鋼材の圧延中にCu クラック(Crack)が発生し製造が難しくなる。このため上限を0.6%とした。

一方Wについては1.0%を超えるとH A Zの靱性劣化及び硬化性増大を招くため上限を1.0%とした。

更にこれらの添加元素は上記の範囲内で全く独立に添加して良いわけではなく、 $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ を満足しないとH A Zの硬度が著しく高くなり、小入熱溶接時にH A Zに割れが発生するため溶接用鋼材として不適となる。このため $(Cu + Ni + W) / 5 + Cr + Mo \leq 0.75\%$ とする必要がある。なお、第6の発明における出発鋼に第2、第3、第4の発明に従つた処理の1乃至2以上を適用すればH A Zの靱性は一層安定化することは勿論であり、又第5の発明を適用することも可能である。

なお上述の第1～第6の発明において、Ti、REM、Zr、Hf等を添加するに当り、これらを単体或いは他の元素との公知の複合剤として、公知の方法により添加できることは当然であり、添加時期も公知のごとく製鋼炉内、取鍋内、脱ガス槽内或いは溶鋼注入流、鑄型内、連続鑄造鑄片内等任意に選択できる。また脱酸剤等の公知の各種溶鋼添加剤を使用し、Ti、REM等が本発明の主旨に沿う効果を發揮するよう配慮することは勿論である。第1～第6の発明の実施例をそれぞれ第1表～第6表に示す。

第1表 第1の発明に関する実施例

区分	鋼	化 学 成 分 (%)										製 造 条 件							
		C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	B	V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W	⁽¹⁾ Ceq (%)	⁽²⁾ C.M (%)	⁽³⁾ 0.02 μ以 下のTiN (%)	分塊均熱 温度(℃)
本発明鋼	1	0.12	0.23	0.50	0.012	0.025	0.0048	—	—	—	—	—	—	—	—	0.203	0	0.0048	1350
	2	0.14	0.25	1.75	0.004	0.016	0.0051	—	—	—	—	—	—	—	—	0.432	0	0.0040	1300
	3	0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0056	1350
比較鋼	5	0.04	0.48	1.45	0.025	0.031	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	0.282	0	0.0008	—
	6	0.13	0.25	1.30	—	0.031	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	0.347	0	—	1350
	7	0.13	0.25	1.30	—	0.031	0.0052	—	—	—	—	—	—	—	—	0.347	0	—	1350
	8	0.16	0.31	0.95	0.025	0.018	0.0062	—	—	—	—	—	—	—	—	0.318	0	0.0004	1200
鋼	9	0.15	0.25	1.37	0.050	0.037	0.0102	—	—	—	—	—	—	—	—	0.378	0	0.0014	1350
	10	0.15	0.25	1.37	0.050	0.037	0.0102	—	—	—	—	—	—	—	—	0.378	0	0.0015	1350

区分	鋼	製造条件						母材特性					溶接特性 ⁽⁴⁾			
		分塊冷却速度(℃/mm)	圧延加熱温度(℃)	圧延冷却速度(℃/sec)	鋼板の熱処理	板厚(mm)	降伏点(kg/mm ²)	抗張力(kg/mm ²)	伸び(%)	vE-10(kg-m)	vTrs(℃)	最高硬さ(JISZ3101)	手溶接継手HAZの軟性vEo(kg-m)	大入熱溶接継手HAZの軟性溶接法及び入熱vEo(kg-m)	溶接法	vEo(kg-m)
本発明鋼	1	1.0	1150	1.2	AR	32	24.8	43.1	48	27.6	-20	210	21.4	SAW(KJ/cm) 220	—	10.1
	2	1.0	1100	2.1	QT	25	59.0	68.3	24	18.9	-45	385	18.2	EG 150	—	8.6
	3	5.0	1150	1.2	N	32	23.6	41.8	53	36.2	-65	240	32.5	ES 345	—	11.8
比較鋼	5	—	1150	1.2	QT	32	46.3	63.1	28	38.7	-85	248	22.3	EG 190	—	2.1
	6	5.0	1150	1.2	AR	32	34.0	52.1	36	10.9	-25	320	13.2	SAW 220	—	1.8
	7	1.0	1250	2.1	QT	25	48.7	61.0	27	19.3	-40	315	18.7	EG 150	—	2.8
鋼	8	1.0	1150	1.2	AR	32	26.0	45.7	32	10.6	0	330	10.2	SAW 220	—	3.8
	9	1.0	1100	1.2	AR	32	43.7	62.0	24	6.7	+5	375	12.0	ES 327	—	2.7
	10	1.0	1100	2.1	QT	25	51.2	64.8	26	19.3	-15	358	16.3	EG 150	—	3.1

- (1) $Ceq = C + \frac{1}{8}Mn + \frac{1}{8}Cr + \frac{1}{40}Mo + \frac{1}{40}(Ni + Cu + W) + \frac{1}{14}V$
- (2) $CM = \frac{1}{8}(Cu + Ni + W) + Cr + Mo$
- (3) 溶接前の鋼材における値 EG: エレクトロガス溶接 ES: エレクトロガス溶接
- (4) SAW: 溶接溶接 EG: エレクトロガス溶接

第2表 第2の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)										製 造 条 件						
		C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	B V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W	Ceq (%)	CM (%)	0.02 μ 以 下のTiN (%)	分解均熱 温度(%)
本発明鋼	第1項適用	②- 1	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	0.350	0	0.0100	1350
		②- 2	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	0.350	0	0.0118	1350
	第2項適用	②- 3	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	0.350	0	0.0116	1350
		②- 4	0.12	0.25	1.38	0.013	0.035	0.0036	-	-	-	-	-	-	0.350	0	0.0081	1350
	第1項適用	②- 6	0.13	0.25	1.45	0.014	0.038	0.0090	-	-	-	-	-	-	0.372	0	0.0045	1350
		②- 7	0.13	0.25	1.45	0.014	0.038	0.0090	-	-	-	-	-	-	0.372	0	0.0042	1350
	第2項適用	②- 8	0.14	0.27	1.35	0.040	0.027	0.0037	-	-	-	-	-	-	0.365	0	0.0033	1350
		②- 9	0.13	0.25	1.36	-	0.038	0.0051	-	-	-	-	-	-	0.357	0	-	1350
	比較 鋼	②-10	0.12	0.37	1.45	0.012	0.033	0.0015	-	-	-	-	-	-	0.362	0	0.0059	1350
		本発明鋼	第2項適用	②-10	0.12	0.37	1.45	0.012	0.033	0.0015	-	-	-	-	-	0.362	0	0.0059

区 分	鋼	製 造 条 件					母 材 特 性					溶 接 特 性					
		分塊冷速 (℃/mm)	分塊強冷 終了温度 (℃)	圧延加熱 温度(℃)	圧延冷速 (℃/sec)	鋼板 の熱 処理	板厚 (mm)	降伏点 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	vE-10 (kg-m)	vT _{rs} (℃)	最高硬さ (JISZ 3101)	手溶接継手 HAZの靱 性 vE _o (kg-m)	大入熱溶接継手HAZ の靱性 溶接法及び入熱 vE _o (kg-m)		
本発明鋼	第1項適用	②-1	60	1100	1150	1.2	AR	32	31.3	47.3	48	17.4	-15	342	19.3	ES(KJ/cm ²) 320	13.9
	第2項適用	②-2	50	800	1150	1.2	AR	32	33.1	48.3	43	19.3	-28	328	18.3	ES(KJ/cm ²) 320	18.7
	第1項適用	②-3	50	800	1150	1.2	QT	32	47.2	59.3	28	20.8	-45	350	17.9	EG 190	16.3
	第2項適用	②-4	0.15	-	1150	1.2	AR	32	31.3	46.7	47	18.2	-20	321	20.4	ES 320	11.7
	第1項適用	②-6	60	800	1150	1.2	AR	32	33.0	49.8	40	28.3	-40	390	14.8	ES 320	9.3
比 較 鋼	第1項適用	②-7	50	1050	1150	1.2	AR	32	33.8	50.2	42	24.1	-45	386	16.1	ES 320	7.9
	第2項適用	②-8	50	800	1150	1.2	AR	32	44.2	63.5	23	3.1	+15	355	10.4	ES 320	3.7
	第1項適用	②-9	50	800	1150	1.2	AR	32	34.3	50.6	39	14.3	0	341	13.8	ES 320	1.8
本発明鋼	第2項適用	②-10	60	800	1150	1.2	AR	32	33.4	50.2	48	28.3	-40	333	18.0	ES 320	10.2

第3表 第3の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)						製 造 条 件						
		C	Si	Mn	Ti	Al _{total}	N _{total}	C _{eq} (%)	CM (%)	0.02 μ 以下 の TiN(%)	分塊均熱 温度(℃)	分塊仕上 温度(℃)	分塊冷速 (℃/mm)	分塊強冷 終了温度 (℃)
本発明鋼 (第3項 適用)	③-1	0.12	0.27	1.35	0.012	0.028	0.0035	0.356	0	0.0086	1350	1100	1.0	—
比較鋼	③-6	0.13	0.25	1.31	0.043	0.026	0.0048	0.358	0	0.0027	1350	1050	1.0	—

区分	鋼	製造条件						母材特性			溶接特性			
		圧延加熱温度(℃)	圧延仕上温度(℃)	圧延冷速(℃/sec)	鋼板の熱処理	板厚(mm)	降伏点(kg/mm ²)	抗張力(kg/mm ²)	伸び(%)	vE ₁₀ (kg-m)	vTrs(℃)	最高硬さ(JISZ)(3101)	手溶接継手HAZの靱性vE ₀ (kg-m)	大入熱溶接継手HAZの靱性vE ₀ (kg-m)
本発明鋼 (第3項適用)	③-1	1150	970	1.2	AR	32	31.5	46.9	46	13.6	-5	332	15.0	ES(KJ/cm) 320 12.3
比較鋼	③-6	1250	1050	1.2	N	32	32.6	47.9	46	25.9	-35	347	10.5	ES(KJ/cm) 320 2.1

第4表 第4の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)										製 造 条 件					
		C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	S	V	Nb	Cu	Cr	REM	REM/S	Ceq. (%)	CM (%)	0.02 μ 以 下のTiN (%)
第1項 適用	④-1	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	0	0	0.368	0	0.0064
	④-2	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	0.002	1	0.368	0	0.0067
	④-3	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	0.008	4	0.368	0	0.0061
	④-4	0.14	0.27	1.37	0.010	0.040	0.0041	0.002	—	—	—	—	0.008	4	0.368	0	0.0094
本発 明鋼	④-5	0.12	0.29	1.45	—	0.038	0.0051	0.004	—	—	—	—	0.004	1	0.362	0	—
	比較 鋼																

区分	鋼	製 造 条 件						母 材 特 性				溶 接 特 性				
		分塊均熱 温度(℃)	分塊冷速 (℃/min)	圧延加熱 温度(℃)	圧延冷速 (℃/sec)	鋼板 の熱処理	板厚 (mm)	降伏点 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	vE-10 (kg-m)	vTrs (℃)	最高硬さ (JIS Z 3101)	手溶接継手 HAZの靱 性vEo (kg-m)	大入熱溶接継手HAZ の靱性 溶接法及び入 熱	vEo (kg-m)
本発明鋼 第1項 適用 第4項 適用	④-1	1350	0.6	1150	1.2	AR	32	34.1	50.6	40	15.7	-20	375	17.3	EG(KJ/cm) 190	13.7
	④-2	1350	0.6	1150	1.2	AR	32	33.7	49.8	43	16.9	-30	380	18.3	EG(KJ/cm) 190	16.3
	④-3	1350	0.6	1150	1.2	AR	32	24.1	51.7	41	20.8	-30	367	16.2	EG(KJ/cm) 190	15.2
	④-4	1350	5.0	1150	1.2	AR	32	33.8	51.0	43	22.1	-30	377	17.3	EG(KJ/cm) 190	21.3
比較鋼	④-5	1350	5.0	1150	1.2	AR	32	34.0	52.3	41	18.0	-25	342	10.8	EG(KJ/cm) 190	1.9

第5表 第5の発明に関する実施例

区分		鋼	化 学 成 分 (%)										製 造 条 件					
			C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	B	V	Nb	Cu	Cr	Mo	W	Ceq (%)	CM (%)	0.02 μ以 下のTiN (%)
本発明鋼	第5項適用	⑤-1	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.03	—	—	—	—	0.348	0	0.0057
		⑤-2	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.05	—	—	—	—	0.348	0	0.0055
	比較鋼	⑤-3	0.14	0.35	1.25	0.008	0.030	0.0025	—	—	0.08	—	—	—	—	0.348	0	0.0052
		⑤-4	0.16	0.27	1.35	0.014	0.021	0.0042	—	0.06	—	—	—	—	—	0.397	0	0.0052
	本発明鋼 第5項適用	⑤-5	0.16	0.27	1.35	0.014	0.021	0.0042	—	0.10	—	—	—	—	—	0.405	0	0.0058
		⑤-6	0.12	0.45	1.50	0.018	0.040	0.0059	—	0.03	0.03	—	—	—	—	0.378	0	0.0053
	比較鋼	⑤-7	0.15	0.43	1.60	0.011	0.024	0.0060	—	0.02	0.03	—	—	—	—	0.330	0	0.0058
		⑤-8	0.13	0.27	1.37	0.012	0.031	0.0048	0.0008	—	—	—	—	—	—	0.358	0	0.0049
	本発明鋼	第5項適用	⑤-9	0.13	0.27	1.37	0.012	0.031	0.0048	0.0038	—	—	—	—	—	0.358	0	0.0044
			⑤-10	0.14	0.18	1.27	0.014	0.027	0.0038	0.0009	0.02	0.03	—	—	—	0.356	0	0.0091

区分		鋼	製 造 条 件					母 材 特 性					溶 接 特 性				
			分塊均熱 温度(℃)	分塊冷速 (℃/mm)	圧延加熱 温度(℃)	鋼板 の熱 処理	板厚 (mm)	降伏点 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	vE- 10 (kg-m)	vTrs (℃)	最高硬さ (JISZ) (3101)	手溶接継手 HAZの靱 性vEo (kg-m)	大入熱溶接継手HAZ の靱性 溶接法及び入熱 (kg-m)	SAW(KJ/cm) 90	vEo (kg-m)
本発明鋼	第5項適用	⑤-1	1300	0.6	1150	AR	20	40.3	56.2	38	12.6	-35	230	16.2	—	10.7	
		⑤-2	1300	0.6	1150	AR	20	46.6	60.1	37	18.1	-45	240	14.8	—	6.8	
	比較鋼	⑤-3	1300	0.6	1150	AR	20	40.2	54.3	42	11.6	-60	260	13.6	—	3.6	
		⑤-4	1320	0.6	1150	AR	20	38.0	56.1	32	12.1	-20	280	10.3	—	8.1	
	本発明鋼 第5項適用	⑤-5	1320	0.6	1150	AR	20	40.2	57.1	28	7.5	0	290	8.7	—	2.9	
		⑤-6	1350	0.6	1150	AR	20	39.4	52.8	39	19.3	-40	240	12.3	—	6.7	
	比較鋼	⑤-7	1350	50 (800℃まで)	1150	AR	20	43.2	57.6	39	20.6	-45	340	12.3	—	6.7	
		⑤-8	1350	0.6	1150	QT	25	46.1	61.8	27	14.8	-45	370	18.1	EG150	14.3	
	本発明鋼	第5項適用	⑤-9	1350	0.6	1150	QT	25	46.9	62.1	22	10.8	-25	375	14.6	—	3.9
			⑤-10	1370	0.6	1150	QT	25	53.1	64.8	27	18.3	-60	356	17.3	—	11.2

第6表 第6の発明に関する実施例

区 分	鋼	化 学 成 分 (%)											製 造 条 件					
		C	Si	Mn	Ti	Al total	N total	B	V	Nb	Ni	Cu	Cr	Mo	W	Ceq (%)	CM (%)	0.02 μ 以下の TiN (%)
本発明第6項 明鋼適用	⑥- 1	0.15	0.15	0.87	0.018	0.012	0.0037	—	—	—	—	—	0.34	—	—	0.363	0.340	0.0051
	⑥- 2	0.14	0.25	0.87	0.020	0.022	0.0052	—	—	—	—	—	—	0.30	—	0.360	0.300	0.0052
	⑥- 3	0.12	0.34	1.20	0.014	0.027	0.0061	—	—	—	1.30	—	—	—	—	0.352	0.260	0.0070
	⑥- 4	0.16	0.30	1.15	0.020	0.043	0.0047	—	—	—	—	0.50	—	—	—	0.364	0.100	0.0049
	⑥- 5	0.17	0.21	0.98	0.010	0.011	0.0080	—	—	—	—	—	—	—	0.40	0.343	0.080	0.0048
	⑥- 6	0.09	0.31	0.59	0.014	0.021	0.0040	—	—	—	—	—	0.25	0.13	—	0.272	0.380	0.0059
	⑥- 7	0.09	0.21	0.67	0.023	0.045	0.0072	—	—	—	0.81	—	0.31	—	—	0.284	0.472	0.0053
	⑥- 8	0.12	0.18	0.92	0.007	0.013	0.0061	—	—	—	—	0.31	0.21	—	—	0.333	0.272	0.0052
	⑥- 9	0.13	0.28	1.25	0.011	0.043	0.0038	—	—	—	—	—	0.12	—	0.40	0.372	0.210	0.0071
	⑥- 10	0.07	0.31	0.98	0.019	0.021	0.0051	—	—	—	—	—	—	0.31	0.50	0.320	0.410	0.0096
	⑥- 11	0.18	0.31	0.53	0.016	0.047	0.0031	—	—	—	—	0.30	—	0.10	—	0.301	0.150	0.0067
	⑥- 12	0.11	0.17	0.92	0.020	0.011	0.0047	—	—	—	1.30	—	—	0.09	—	0.317	0.35	0.0044
	⑥- 13	0.09	0.25	0.75	0.013	0.021	0.0033	—	—	—	0.80	0.20	—	0.15	—	0.278	0.35	0.0079
	⑥- 14	0.07	0.21	1.30	0.017	0.041	0.0039	—	—	—	—	0.18	0.20	0.10	0.40	0.366	0.416	0.0050
	⑥- 15	0.14	0.17	1.21	0.012	0.029	0.0041	—	—	—	0.25	—	—	0.10	0.30	0.370	0.21	0.0071
比 較 鋼	⑥- 16	0.13	0.27	1.40	0.011	0.033	0.0051	—	—	—	1.25	—	0.31	0.28	—	0.526	0.84	0.0067
本発明第6項 明鋼適用	⑥- 17	0.14	0.27	1.27	0.013	0.013	0.0033	—	0.03	—	0.80	—	—	0.10	—	0.404	0.26	0.0116
	⑥- 18	0.13	0.21	1.31	0.021	0.037	0.0046	0.0010	0.04	—	0.20	—	—	0.15	—	0.390	0.19	0.0080

区分	鋼	製造条件				母材特性				溶接特性					
		分塊均熱温度 (%)	分塊冷速 (℃/mm)	圧延加熱温度 (℃)	鋼板の熱処理	板厚 (mm)	降伏点 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸び (%)	vE-10 (kg-m)	vTrs (℃)	最高硬さ (JISZ3101)	手溶接継手HAZの靱性 vE _o (kg-m)	大入熱溶接継手HAZの靱性 溶接法及び入熱 vE _o (kg-m)	
本発第6項 明鋼適用	⑥-1	1350	1.0	1150	AR	25	280	443	46	12.1	-40	325	12.1	SAW(KJ/cm) 90	92
	⑥-2	1350	1.0	1150	AR	25	302	476	32	9.8	-15	378	9.8	SAW(KJ/cm) 90	7.5
	⑥-3	1350	50 (800℃迄)	1150	N	25	393	524	39	17.6	-90	316	17.2	SAW(KJ/cm) 90	14.9
	⑥-4	1350	1.0	1150	AR	25	324	50.1	40	12.7	-25	323	17.9	SAW(KJ/cm) 90	12.3
	⑥-5	1350	50 (800℃迄)	1150	AR	25	30.0	472	39	19.2	-20	314	13.2	SAW(KJ/cm) 90	14.2
	⑥-6	1350	1.0	1150	N	25	22.7	40.8	47	29.3	-40	265	20.6	EG 150	10.1
	⑥-7	1350	1.0	1150	N	25	23.0	44.1	48	30.6	-60	235	24.3	EG 150	10.4
	⑥-8	1350	1.0	1150	AR	25	283	42.0	46	19.3	-25	301	16.2	SAW90	15.0
	⑥-9	1350	1.0	1150	N	25	32.0	47.3	42	20.9	-35	352	18.2	SAW90	18.7
	⑥-10	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	47.0	56.9	28	38.0	-80	241	20.6	EG 150	11.4
	⑥-11	1350	1.0	1150	QT	25	42.6	54.3	27	26.3	-45	340	9.6	EG 150	10.8
	⑥-12	1350	1.0	1150	N	25	33.0	50.7	42	19.7	-50	295	17.1	EG 150	9.0
	⑥-13	1350	1.0	1150	N	25	33.2	51.0	43	18.7	-50	270	23.4	EG 150	14.7
	⑥-14	1350	1.0	1150	QT	25	52.3	63.1	24	26.3	-65	298	22.7	EG 150	8.2
	⑥-15	1350	1.0	1150	QT	25	54.3	64.5	22	19.3	-65	350	14.3	EG 150	13.3
比較鋼	⑥-16	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	63.2	75.3	22	12.3	-80	422	10.6	EG 150	4.3
	⑥-17	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	60.2	71.3	21	18.3	-45	408	9.9	EG 150	10.6
	⑥-18	1350	50 (800℃迄)	1150	QT	25	64.8	77.4	20	14.6	-80	392	13.1	EG 150	12.7
本発第6項 明鋼適用															

と補正する。

昭和49年特許願第70167号(特公昭57-34333号、昭57.7.22発行の特許公報3(4)-43(187)号掲載)については特許法第64条の規定による補正があつたので下記のとおり掲載する。

特許第1221245号		
Int. Cl. ³	識別記号	庁内整理番号
C 21 D 9/52	104	7371-4 K
1/84		7730-4 K
8/06		7047-4 K
C 22 C 38/02	CBD	7147-4 K
38/04	CBC	7147-4 K

記

1 「特許請求の範囲」の項を「1 C: 0.09~0.25%, Si: 0.05~1.2%, Mn: 0.9~2.2%, B: 0.005%以下にTi: 0.25%以下、Zr: 0.30%以下、Nb: 0.15%以下を単独或いは複合して含有し残りが鉄および不可避的不純物からなる鋼を熱間圧延後1~50℃/secの冷却速度で調整冷却し、ベイナイトを主体とした組織となし圧延まま、或いはストレッチ加工もしくは引抜加工を施したのち、200~550℃でブルーイング熱処理することを特徴とするPCワイヤおよび鋼棒の製造法。

2 C: 0.09~0.25%, Si: 0.05~1.2%, Mn: 0.9~2.2%, B: 0.005%以下にCr: 1.0%以下、Mo: 0.50%以下を1種以上含むものにTi: 0.25%以下、Zr: 0.30%以下、Nb: 0.15%以下を単独或いは複合して含有し残りが鉄および不可避的不純物からなる鋼を熱間圧延後1~50℃/secの冷却速度で調整冷却し、ベイナイトを主体とした組織となし圧延まま、或いはストレッチ加工もしくは引抜加工を施したのち、200~550℃でブルーイング熱処理することを特徴とするPCワイヤおよび鋼棒の製造法。」と補正する。

2 「発明の詳細な説明」の項を「本発明は、ベイナイトを主体とした組織を有する圧延まま線材を素材として圧延まま、またはストレッチ加工もしくは引抜加工を施したのち、ブルーイング熱処理することを特徴とする強度、延性とも高く、高温レラクセーションロスが少なくかつ耐応力腐食性の高いPCワイヤおよび鋼棒の製造法に関するものである。

PC構造物に使用されるPCワイヤおよび鋼棒については、JIS G3109、JIS G3528、JIS G3536に規格化されており、(1)高強度であること、(2)適度の延性を有すること、(3)レラクセーションロスの少ないことが特に重要な品質特性である。このうち(3)のレラクセーションロスは温度依存性の高い特性値であるが、上記JIS規格には、常温×10hrの値のみが規定されている。

従来、PCワイヤおよび鋼棒の製造法としては、素材としてJIS G3502のピアノ線材をパテンティング熱処理したのち冷間伸線し以後ブルーイング熱処理をするか、あるいは中炭素キルド鋼を焼入焼戻処理する(JIS G3109)のが一般的である。これらの方法により製造されたPCワイヤおよび鋼棒は、常温レラクセーションロスが0.2~1.0%と比較的小さく実用上の問題は少ないが、常温以上では急激にその値を増大するという欠点がある。すなわち、第1図に示すような実用的にも意味のある熱サイクルを与えた場合、レラクセーションロスは20~25%に達し、例えばオートクレーブを利用した高温高压養生(短期養生)工程を採用したPC部材用にこの種のPCワイヤを使用することは初期導入応力が減少するので、実用上大きな問題となつている。

PCワイヤおよび鋼棒の高温レラクセーションロスを減少せしめる方法としては250~350℃の温度範囲でPCワイヤに引張応力を付与することにより可動転位を固着させレラクセーションロスを低減させる方法があり、この方法に依ればブルーイング熱処理だけの場合に比較して高温レラクセーシ

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record.**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

☐ **BLACK BORDERS**

☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**

☐ **FADED TEXT OR DRAWING**

☒ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**

☒ **SKEWED/SLANTED IMAGES**

☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**

☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**

☒ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**

☒ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**

☐ **OTHER: _____**

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.